



HAL
open science

Rhéologie des alliages de fer pur. Lois de comportement a chaud avec recristallisation dynamique

Abdellah Belkebir

► **To cite this version:**

Abdellah Belkebir. Rhéologie des alliages de fer pur. Lois de comportement a chaud avec recristallisation dynamique. Sciences de l'ingénieur [physics]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 1994. Français. NNT: . tel-01162299

HAL Id: tel-01162299

<https://hal-emse.ccsd.cnrs.fr/tel-01162299v1>

Submitted on 15 Jun 2015

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

THESE

présentée par

Abdellah BELKEBIR

pour obtenir le titre de

DOCTEUR

**DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE PARIS
ET DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE SAINT-ETIENNE**

(Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux)

**RHEOLOGIE DES ALLIAGES DE FER PUR.
LOIS DE COMPORTEMENT A CHAUD
AVEC RECRISTALLISATION DYNAMIQUE**

soutenue à Saint-Etienne le 4 juillet 1994

composition du jury :

Monsieur	J. L.	STRUDEL	Président
Madame	E.	GAUTIER	
Monsieur	M.	IGNAT	Rapporteurs
Monsieur	F.	MONTHEILLET	
Monsieur	A.	KOBYLANSKI	Examineurs

THESE

présentée par

Abdellah BELKEBIR

pour obtenir le titre de

DOCTEUR

**DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE PARIS
ET DE L'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE SAINT-ETIENNE**

(Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux)

**RHEOLOGIE DES ALLIAGES DE FER PUR.
LOIS DE COMPORTEMENT A CHAUD
AVEC RECRISTALLISATION DYNAMIQUE**

soutenue à Saint-Etienne le 4 juillet 1994

composition du jury :

Monsieur	J. L.	STRUDEL	Président
Madame Monsieur	E. M.	GAUTIER IGNAT	Rapporteurs
Monsieur Monsieur	F. A.	MONTHEILLET KOBYLANSKI	Examineurs

le 20 juillet 1994

ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE SAINT ETIENNE

Directeur	M. Philippe	HIRTZMAN
Directeur adjoint, chargé de la recherche	M. Michel	SOUSTELLE
Directeur adjoint, chargé de l'enseignement et de la formation	M. Albert	MATHON
Secrétaire général	M. Jean.Claude	PIATEK

PROFESSEURS DE 1ère CATEGORIE

MM.	BISCONDI	Michel	Matériaux
	DAVOINE	Philippe	Hydrogéologie
	FORMERY	Philippe	Mathématiques Appliquées
	LALAUZE	René	Génie des procédés
	LE COZE	Jean	Matériaux
	LOWYS	Jean-Pierre	Physique
	MAGNIN	Thierry	Matériaux
	MATHON	Albert	Gestion
	PEROCHE	Bernard	Informatique
	PLA	Jean-Marie	Mathématiques
	RIEU	Jean	Matériaux
	SOUSTELLE	Michel	Génie des procédés
	VAUTRIN	Alain	Mécanique et Matériaux

PROFESSEUR DE 2ème CATEGORIE

MM.	DI BENEDETTO	Dominique	Génie des procédés
	PRADEL	Jean	Sciences humaines
	TOUCHARD	Bernard	Physique Industrielle

DIRECTEURS DE RECHERCHE

MM.	DRIVER	Julian	Matériaux
	GUILHOT	Bernard	Génie des procédés
	THEVENOT	François	Génie des Matériaux

MAITRES DE RECHERCHE

MM.	COURNIL	Michel	Génie des procédés
	GIRARDOT	Jean-Jacques	Informatique
	GOEURIOT	Patrice	Matériaux
	GRAILLOT	Didier	Ingénieur RHEA
	GUY	Bernard	Géologie
	KOBYLANSKI	André	Matériaux
	LANCELOT	Francis	Génie Industriel
	MONTHEILLET	Frank	Matériaux
	PIJOLAT	Christophe	Génie des procédés
	SURREL	Yves	Mécanique et Matériaux
	THOMAS	Gérard	Génie des procédés
	TRAN MNH	Cahn	Génie Bio-Procédés

PERSONNALITES HABILITEES OU DOCTEURS D'ETAT

MM.	AIVAZZADEH	Sahram	Mécanique et Matériaux
	BIGOT	Jean-Pierre	Génie Bio-Procédés
	BRODHAG	Christian	Matériaux
	DECHOMETTS	Roland	Stratégie du Développement
Mme.	GOEURIOT	Dominique	Matériaux
M.	LONDICHE	Henry	Génie Industriel
Mme.	PIJOLAT	Michèle	Génie des procédés

PERSONNALITES EXTERIEURES A L'ECOLE AUTORISEES A ENCADRER DES THESES

MM.	BENHASSAINE	Ali	Génie des procédés (Ecole des mines Ales)
	BOURGOIS	Jacques	Génie Industriel-Biotechnologie (Univ St Etienne)

A ma Mère

mon Frère

mes Soeurs

ma Asma

Ce travail a été réalisé au Centre des Sciences, des Matériaux et des structures de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, sous la direction de Monsieur A. KOBYLANSKI, Maître de Recherche, que je tiens à remercier pour les conseils et les encouragements qu'il m'a apportés.

Je remercie Monsieur J. L. STRUDEL, Professeur à l'Ecole des Mines des Mines de Paris, d'avoir accepté de présider le jury.

Je remercie également Madame E. GAUTIER, Directeur de Recherche au C.N.R.S., Monsieur IGNAT, Directeur de Recherche au C.N.R.S., d'avoir accepté la charge de rapporteurs de ce travail et d'avoir bien voulu faire partie du jury.

J'adresse mes remerciements à Monsieur F. MONTHEILLET, Directeur de recherche au C.N.R.S. qui s'est intéressé à ce travail et qui m'a fait profiter par d'enrichissantes discussions et de judicieux conseils et d'avoir accepté de participer à ce jury.

J'exprime toute ma gratitude à toutes les personnes qui ont participé à la réalisation de ce travail:

Mademoiselle L. DELFAUT, Messieurs P. RIEUX et H. KLÖCKER pour les judicieuses corrections qu'ils ont apportées à cette thèse.

Messieurs M. VARILLON, C. VARILLON et G. CHERBLANC pour la préparation des alliages.

Madame A. REYNAUD pour les soins qu'elle a apportés aux analyses chimiques des échantillons.

Monsieur R. MOYA pour ses aides techniques et sa disponibilité, Monsieur B. BAYLE pour l'utilisation de son matériel informatique.

Je ne saurais oublier mes camarades de thèse qui m'ont soutenu moralement, en particulier, Messieurs M. LAHRECHE et A. BELOUCIF qui m'ont aidé dans la préparation de la soutenance.

Enfin, mes remerciements s'adressent à toutes les personnes qui de près ou de loin, ont contribué à ce travail.

SOMMAIRE

	Page
INTRODUCTION.	3
CHAPITRE I : DUCTILITE ET DEFORMATION A CHAUD AVEC RECRISTALLISATION DYNAMIQUE (SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE).	13
I-1 Définitions.	15
I-1-1 Ductilité à chaud.	15
I-1-2 Restauration et recristallisation.	15
a- Restauration statique.	15
b- Recristallisation statique.	15
c- Restauration dynamique.	17
d- Recristallisation dynamique.	17
I-1-3 Mesure de la ductilité.	17
I-2 Ductilité à chaud des alliages de fer pur	17
I-2-1- Influence du soufre.	19
I-2-2- Influence des précipités.	19
I-2-3- Action conjointe précipités-soufre.	21
I-3 Recristallisation dynamique et striction.	21
I-4 Généralités sur la déformation à chaud des métaux et des alliages.	25
I-5 Déformation à chaud avec recristallisation dynamique.	29
I-5-1 Historique.	29
I-5-2 Caractéristiques générales de la recristallisation dynamique.	31
I-5-3 Aspect des courbes contrainte-déformation.	33

I-5-4 Aspect microstructural de la recristallisation dynamique.	35
a- Sites d'amorçage de la recristallisation dynamique.	35
b- Mécanismes de la recristallisation dynamique.	37
c- Régime stationnaire.	39
I-5-5 Facteurs contrôlant la recristallisation dynamique.	41
a- Facteurs externes.	41
b- Facteurs internes.	41
I-5-6 Critère de transition simple pic-plusieurs pics des courbes $\sigma-\varepsilon$.	45
a- Critère de Luton et Sellars.	45
b- Critère de Sakai et Jonas.	45
c- Validité des critères.	47
I-5-7 Interprétation des courbes $\sigma-\varepsilon$.	49
a- Modèle de Luton et Sellars.	49
b- Modèle de Sakai et Jonas.	49
I-6 Conclusion.	53
CHAPITRE II : ETUDE EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT RHEOLOGIQUE.	55
II-1 Introduction.	57
II-2 La préparation des alliages et le problème de pureté.	59
II-2-1 Elaboration.	59
II-2-2 Traitements thermiques.	61
II-2-3 Analyse chimique.	63
II-2-4 Métallographie.	65
II-3 Rôles des éléments d'alliages.	67
a- Rôle du soufre.	67
b- Rôle des précipités.	67
c- Présence simultanée du soufre et des précipités.	69

II-4 L'essai de compression à chaud.	71
II-4-1 Description du dispositif de compression à chaud.	73
II-4-2 Déroulement des essais.	75
II-4-3 Les essais réalisés.	77
II-4-4 Détermination du coefficient de frottement.	77
II-4-5 Détermination des courbes Contrainte-déformation.	81
II-5 Analyse des courbes contrainte-déformation.	83
II-5-1 Comportement général.	83
II-5-2 Etude de la sensibilité à la vitesse.	91
II-5-3 Etude de la sensibilité à la température.	99
II-5-3-1 Energie d'activation apparente.	99
II-5-3-2 Influence de la température.	103
II-6 Corrélation des paramètres rhéologiques avec la température et la vitesse de déformation.	123
a- Corrélation des contraintes.	123
b- Corrélation des déformations.	127
II-7 Discussion et conclusion.	129
 CHAPITRE III : LOIS DE COMPORTEMENT A CHAUD AVEC RECRISTALLISATION DYNAMIQUE.	 135
III-1 Introduction.	137
III-2 Formulation des lois σ-ε à chaud.	139
III-2-1 Etudes antérieures.	139
III-2-1-1 Cas de la restauration dynamique.	139
a- Lois θ - σ .	139
- Loi de Kocks.	

- Loi de Roberts.	
- Loi de Laasraoui et Jonas.	
b- Interprétation des relations θ - σ .	145
c- Lois σ - ε (cas de la loi de Laasraoui et Jonas).	149
III-2-1-2 Cas de la recristallisation dynamique.	151
a- Modèle de Yi et Montheillet.	151
b- Modèle de Laasraoui-Jonas.	153
- Principe du modèle.	
- Application au cas des alliages de fer pur.	
III-3 Bilan.	161
III-4 Nouvelle approche des lois σ-ε et θ-ε dans le cas de la recristallisation dynamique.	165
III-4-1 Formulation du problème.	165
III-4-2 Relations θ - ε .	167
III-4-3 Relations σ - ε .	171
III-4-4 Détermination des paramètres des relations θ - ε et σ - ε .	175
a- Courbe à simple pic.	
b- Courbe à pics multiples.	
III-5 Application du modèle.	183
III-5-1 Cas des alliages de fer de haute pureté.	183
a- Comportement associé aux courbes à simple pic.	183
b- Comportement associé aux courbes à pics multiples.	193
c- Comparaison du modèle proposé avec celui de Laasraoui (cas de la recristallisation à simple pic).	193
III-5-2 Vérification expérimentale de la déformation critique ε_c . (cas du cuivre OFHC de haute pureté).	195
III-6 Conclusion.	197

CHAPITRE IV : INTERACTION	
RECRISTALLISATION DYNAMIQUE-INSTABILITE PLASTIQUE.	199
IV-1 Introduction.	201
IV-2 Description du modèle numérique à N tranches.	203
IV-2-1 Description des paramètres du modèle.	205
IV-2-2 Lois de comportement plastique du matériau.	205
IV-2-3 Effet de la triaxialité des contraintes.	207
IV-3 Procédure du calcul numérique.	209
IV-4 Résultats et discussion.	213
CONCLUSION.	221
ANNEXE -A COMPRESSION A CHAUD DU CUIVRE OFHC.	231
ANNEXE -B CALCUL DU FACTEUR DE TRIAXIALITE DES CONTRAINTES D'APRES BRIDGMAN.	239
BIBLIOGRAPHIE.	241

INTRODUCTION

INTRODUCTION.

La transformation des métaux et des alliages présente de multiples intérêts économiques et technologiques liés à la facilité de la mise en forme, au coût de production et aux propriétés obtenues.

La mise en forme par déformation à chaud d'un métal s'effectue à des températures supérieures à $0,5T_f$ (T_f étant la température de fusion en °K) et se caractérise par la présence éventuelle de processus d'adoucissement qui s'opposent à l'écrouissage. Les processus d'adoucissement susceptibles d'intervenir sont en général la restauration (annihilation des dislocations) et la recristallisation (germination et croissance de nouveaux grains).

Les opérations de mise en forme sont souvent limitées par la création et la coalescence de défauts dans les matériaux pendant leur transformation. Ces défauts d'origine structurale ou géométrique entraînent l'apparition et le développement d'instabilités plastiques et conduisent à la rupture du matériau.

La capacité à la déformation (forgeabilité) d'un métal ou d'un alliage peut être caractérisée d'une manière simple par son aptitude à supporter des déformations plastiques sans apparition de défauts. Dans le cas contraire on dit que le matériau présente une perte de ductilité. Cette aptitude à la déformation dépend à la fois des propriétés du métal et du procédé de mise en forme.

Les paramètres propres du métal sont: sa structure initiale; sa composition chimique; son aptitude à la restauration et à la recristallisation ainsi que d'autres modifications de sa structure pouvant se produire lors de la mise en forme à chaud (transformations allotropiques, précipitation).

Les paramètres thermo-mécaniques suivants définissent le procédé de mise en forme: température; vitesse de déformation et chemin de déformation.

Dans la pratique industrielle, les principaux problèmes liés à la perte de ductilité au cours de la transformation des métaux ou des alliages sont souvent dus à la présence d'éléments sous forme de traces (soufre, phosphore, etc.), ou inclusions, mais également au type de structure (structure biphasée, structure de coulée, taille des grains).

Sur le plan industriel, il est donc important de connaître d'une manière précise, d'une part les mécanismes d'endommagement et de rupture des métaux et des alliages et d'autre part, l'évolution de leur ductilité et de leur comportement mécanique et structural en fonction des différents paramètres thermo-mécaniques et chimiques.

Les essais de laboratoire sont souvent utilisés pour caractériser la forgeabilité des métaux et des alliages. Cependant, en raison du nombre d'éléments d'alliage et de la complexité des mécanismes, des effets liés à la présence de certains éléments n'ont pas été suffisamment mis en évidence. La grande difficulté est liée à l'interaction entre les divers éléments d'alliage d'un acier industriel (PICHARD (1976), HERITIER (1981)).

C'est ainsi que depuis une dizaine d'années, notre laboratoire s'est spécialisé dans la fabrication d'aciers de très haute pureté avec des ajouts en quantité contrôlée d'éléments. Ceci a permis grâce à des études concernant la déformation à chaud de mieux expliquer le phénomène de fragilité à chaud de ces aciers. **Une telle démarche, par rapport à l'utilisation d'aciers industriels, rend plus facile la compréhension des mécanismes d'endommagement et de rupture à chaud.**

A travers ces travaux, des mécanismes d'endommagement et de rupture ont été proposés. En particulier, les phénomènes de ségrégations et de précipitations ont été mis en cause dans la perte de ductilité à chaud des alliages de fer.

Cependant, pour caractériser la ductilité des métaux ou des alliages on utilise souvent l'essai de traction uniaxiale. Lors de cet essai, la présence d'hétérogénéités d'origine structurale ou géométrique dans l'éprouvette entraîne la localisation de la déformation plastique dans une zone réduite de l'éprouvette (dite zone de striction) et limite l'allongement maximal. La rupture du matériau se produit dans la zone de striction lorsque la déformation ou la section de l'éprouvette y atteint une valeur caractéristique, reliée à sa "ductilité intrinsèque".

La réduction d'aire à la rupture A_R choisie généralement comme **critère de ductilité** est donc fonction d'une part de la ductilité intrinsèque du matériau et d'autre part de la stabilité de la déformation plastique. La stabilité de la déformation dépend à la fois des conditions d'essais et du matériau. CONSIDERE a montré dès 1885 que l'instabilité plastique peut se produire au maximum de la courbe force-allongement pour un matériau parfaitement plastique. Ce n'est qu'en 1967, que HART compléta cette étude et montra l'effet stabilisant sur la striction du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation $m = \partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon}$.

Par ailleurs, suivant les conditions de sollicitation, des processus d'adoucissement s'opposant à la consolidation du matériau peuvent se produire au cours de la déformation à chaud. Cet adoucissement peut influencer le développement de la striction dans l'éprouvette et la stabilité de l'aire minimale dans la zone de striction. Le mode de rupture final caractérisé par le paramètre A_R dépendra en partie de l'interaction des phénomènes d'instabilité plastique et des processus d'adoucissement.

L'étude de l'interaction des phénomènes précédents nécessite la connaissance du comportement à chaud du matériau en tenant compte de l'influence des paramètres suivants: chargement thermomécanique (vitesse et température de déformation); éléments d'alliage et aptitude à la restauration et à la recristallisation dynamiques. En ce qui concerne les alliages étudiés

dans notre laboratoire, très peu de données rhéologiques sont connues. Par ailleurs, les modèles proposés dans la littérature pour décrire le comportement plastique à chaud en présence de la recristallisation ne sont pas très satisfaisants.

Le présent travail porte donc sur l'étude expérimentale et la modélisation du comportement rhéologique des alliages à base de fer de haute pureté, en présence de phénomènes dynamiques de restauration et de recristallisation.

Pour mettre en évidence l'influence des éléments d'alliage sur le comportement et sur la cinétique de la recristallisation, trois alliages modèles de fer pur à 200 ppm de carbone sont étudiés. Des éléments du type aluminium, azote et soufre ont été ajoutés pour former les structures suivantes: **FeCS** structure avec **ségrégations** (soufre), **FeCAIN** structure avec **précipitations** (précipités d'AIN) et **FeCAINS** structure avec **précipitations et ségrégations**.

L'exploitation des résultats expérimentaux de l'étude rhéologique nécessite la formulation de lois de comportement. Ainsi, une partie de ce travail sera consacrée à la recherche de relations du type $\sigma = f(\varepsilon, T, \dot{\varepsilon})$ permettant de décrire le comportement à chaud en présence de la recristallisation. Enfin, nous verrons comment les lois précédentes et les données expérimentales peuvent être utilisées pour mettre en évidence l'interaction de phénomènes d'instabilité plastique et d'adoucissement lors d'un essai de traction uniaxiale.

- ◆ Dans le premier chapitre, nous présentons un résumé des principaux résultats obtenus au laboratoire sur l'étude de la ductilité à chaud des alliages de fer pur. Ensuite nous rappellerons les caractéristiques générales de la déformation à chaud en présence de la recristallisation dynamique. En particulier, sera rappelée l'influence des facteurs: vitesse; température de déformation et structure initiale sur le comportement mécanique et structural.

- ◆ Le deuxième chapitre est consacré à l'étude expérimentale du comportement rhéologique. Tout d'abord, les différentes techniques expérimentales utilisées (élaboration et mise en forme des alliages, dispositif de compression à chaud, réalisation pratique des essais). Seront présentés ensuite, les méthodes de dépouillement et d'exploitation des essais. Enfin, nous analyserons les résultats et nous discuterons l'influence des facteurs suivants sur le comportement mécanique et sur la cinétique de la recristallisation dynamique :
 - 1- Paramètres thermomécaniques : déformation, vitesse et température de déformation sur le comportement mécanique.
 - 2- Eléments d'alliage: présence de ségrégations (soufre) et de précipitations (AIN).

- ◆ Le troisième chapitre traite de la formulation des lois de comportement à chaud en présence de la recristallisation dynamique. Après une revue des principaux modèles antérieurs, une nouvelle approche est proposée. En vue des résultats du précédent chapitre, la validité des relations proposées sera étudiée.

- ◆ Dans le quatrième chapitre, la simulation de l'essai de traction uniaxiale permet d'étudier l'interaction entre l'instabilité plastique et la recristallisation dynamique intervenant en cours de la déformation à chaud.

- ◆ Enfin, en conclusion nous rappellerons les principaux résultats de ce travail pour dégager les perspectives éventuelles à donner à cette étude.

CHAPITRE I

**DUCTILITE ET DEFORMATION A CHAUD EN PRESENCE DE LA
RECRISTALLISATION DYNAMIQUE
(SYNTHESE BIBLIOGRAPHIQUE)**

I-1 Définitions.

I-1-1 Ductilité à chaud.

Selon DIETER (1968), la ductilité est définie comme étant l'aptitude d'un matériau à subir des déformations plastiques sans rupture, cette propriété dépend à la fois des propriétés du matériau et du mode de déformation (McQUEEN et al. (1971), AHLBLOM et al. (1982)).

Le manque de ductilité qui apparaît pendant les opérations de mise en forme a pour origine l'initiation et la progression de l'endommagement pendant la déformation. Celui-ci est défini comme l'ensemble des phénomènes liés aux cavités: amorçage; croissance et coalescence (MONTHEILLET ET MOUSSY (1981)).

Dans les applications industrielles, la perte de ductilité à chaud se manifeste par exemple par l'apparition de défauts sous forme de fissures (criques) superficielles ou internes dans les brames de coulée continue ou dans les tôles laminées.

I-1-2 Restauration et Recristallisation.

a- restauration statique.

Ce phénomène est activé par un recuit après écrouissage de la structure. Il se caractérise par la diminution de la densité de dislocation (annihilations) et par le réarrangement des dislocations résiduelles en parois. La restauration statique commence dès le début du recuit.

b- recristallisation statique.

La recristallisation statique est caractérisé par le développement, au cours d'un recuit, de nouveaux grains dans une matrice préalablement écrouie. Pour être activée, la recristallisation statique nécessite une certaine déformation minimale, dite écrouissage critique.

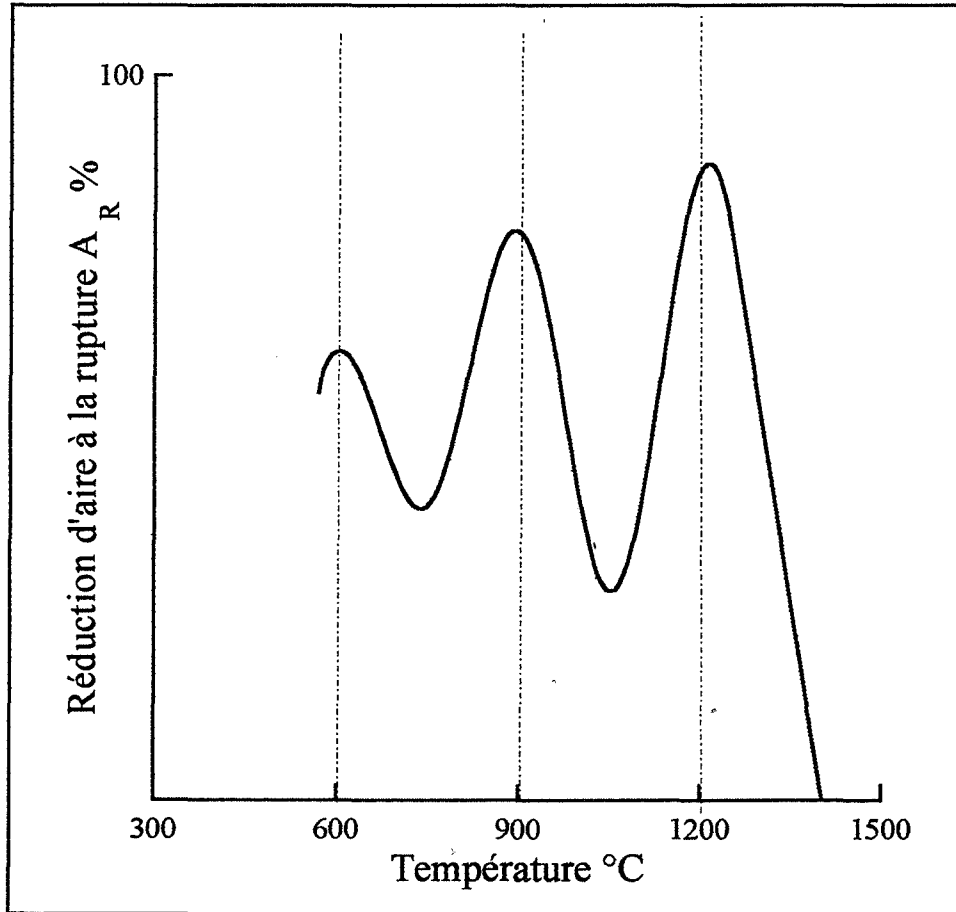


Figure I-1: Représentation schématique d'une courbe de ductilité par l'évolution du paramètre de réduction d'aire à la rupture A_R avec la température de déformation.

c- restauration dynamique.

Ce processus est définie par le réarrangement continu et l'annihilation individuelle des dislocations. Par dynamique, il faut entendre sous contrainte (processus activé au cours de la déformation).

d- recristallisation dynamique.

La recristallisation dynamique se caractérise par la germination et la croissance de nouveaux grains pendant la déformation à chaud. Elle concerne les métaux à faible énergie de défaut d'empilement.

I-1-3 Mesure de la ductilité.

Pour caractériser la ductilité d'un matériau, on utilise au laboratoire, des essais de torsion ou plus généralement des essais de traction. En choisissant le paramètre A_R caractérisant la réduction d'aire à la rupture comme critère de ductilité, on peut évaluer l'influence de la température sur la ductilité des aciers.

La courbe liant A_R à la température est appelée courbe de ductilité ou de striction (figure I-1). Les minima de cette courbe sont généralement appelés poches de ductilité.

I-2 Ductilité à chaud des alliages de fer pur.

Pour mieux comprendre les mécanismes d'endommagement à chaud, plusieurs chercheurs de notre laboratoire (HERITIER (1981), TACIKOWSKI (1986), OSINKOLU (1986) et YI (1989)) ont utilisé des aciers faiblement alliés élaborés à partir de fer de haute pureté dans lesquels des éléments susceptibles d'être liés à la perte de ductilité ont été ensuite ajoutés en quantité contrôlée.

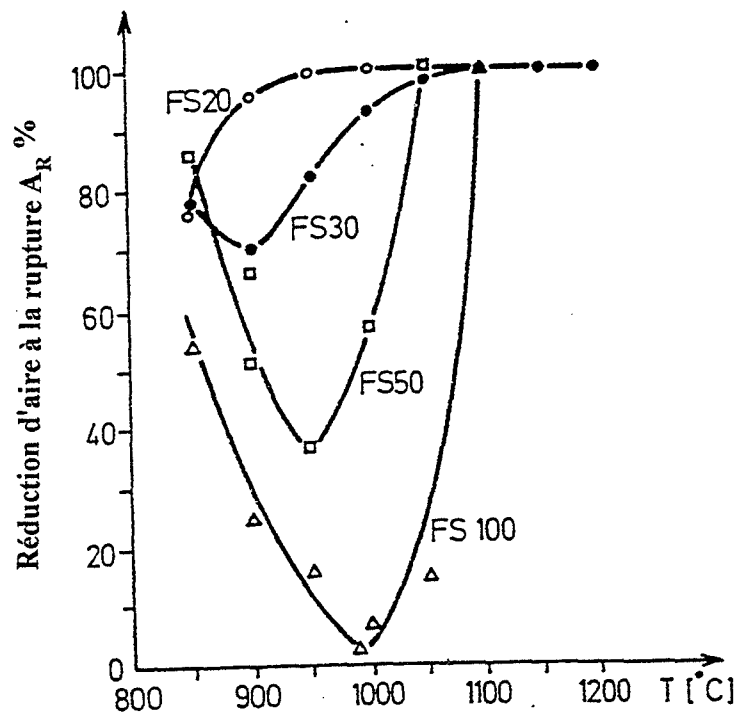


Figure I-2: Evolution du paramètre réduction d'aire à la rupture A_R en fonction de la température de déformation pour l'alliages FeCS à différentes teneurs en soufre.

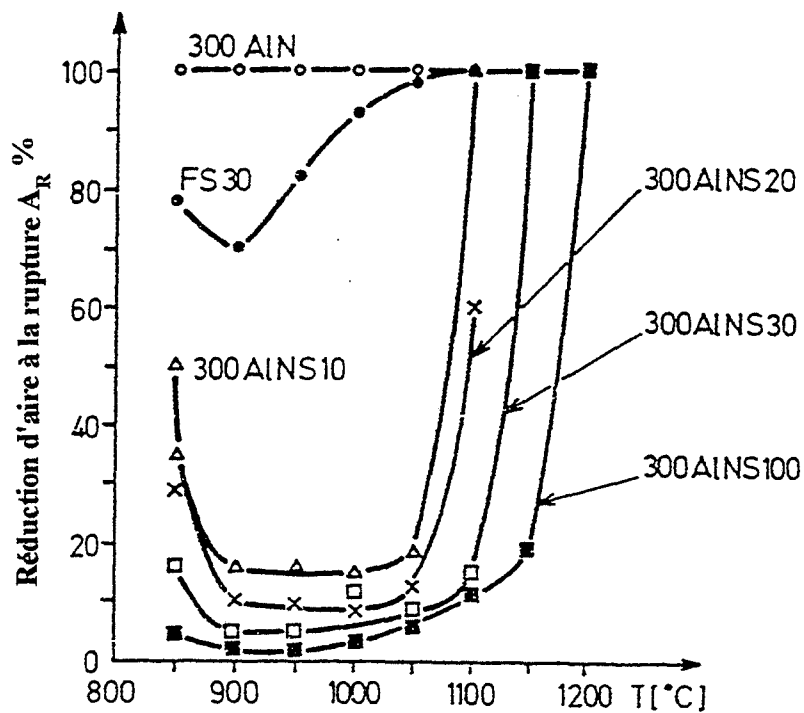


Figure I-3: Evolution du paramètre réduction d'aire à la rupture A_R en fonction de la température de déformation pour les aciers FeCAIN et FeCAINS à différentes teneurs en soufre.

De cette façon, l'influence individuelle ou conjointe des éléments d'addition sur la baisse de ductilité a pu être examinée en limitant tout autre phénomène d'interaction.

C'est ainsi que l'on a pu, à travers les observations concernant la fragilité intergranulaire à chaud des aciers faiblement alliés, faire les remarques suivantes:

I-2-1 Influence du soufre.

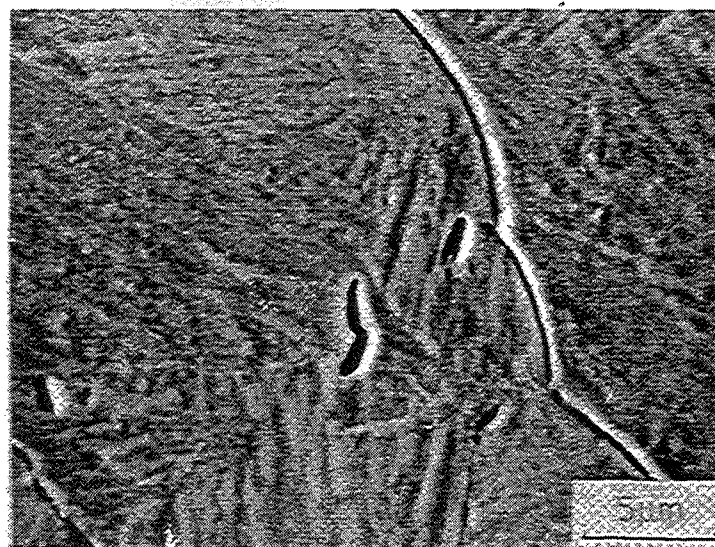
Les alliages à 200 ppm de carbone contenant du soufre seul, présentent une poche de ductilité d'autant plus importante que la teneur en soufre est élevée notamment pour des teneurs supérieures à 50 ppm (figure I-2). En revanche, lorsque la teneur en soufre est inférieure à 30 ppm la ductilité de l'alliage n'est pas trop affectée par la présence de cet élément. Selon les auteurs, pour les teneurs en soufre inférieures à 30 ppm, la migration des joints de grains permet d'isoler à l'intérieur du grain les cavités initiées préalablement aux joints et ralentit par conséquent la progression de l'endommagement (figure I-4). Pour les fortes teneurs en soufre, les fissures se propagent facilement en raison de ségrégations de soufre aux joints de grains. Ainsi, la rupture se produit avant même l'activation du processus de migration des joints de grains. Toutefois, l'élévation de la température améliore la ductilité de ces alliages et les auteurs attribuent cet effet bénéfique à une diminution du taux de ségrégation intergranulaire du soufre.

I-2-2 Influence des précipités (AIN, NbCN).

Dans les alliages de fer pur à 200 ppm de carbone, la présence seule des précipités du type AIN (acier 300AIN) ou NbCN n'a aucune influence sur la baisse de ductilité entre 800 °C et 1200 °C (figure 1-3). Cependant leur présence entraîne un durcissement de l'acier, un retard et ralentissement de la recristallisation dynamique.



(a)



(b)

Figure I-4: (a) Joint γ en train de se détacher d'une cavité, (b) Joint γ venant de se détacher des cavités. Alliages FeCS, d'après TACIKOWSKI (1986).

I-2-3 Action conjointe précipités - soufre

la présence simultanée des précipités du type AIN (acier 300AINS), NbCN ou VCN et des éléments fragilisants comme le soufre aux joints austénitiques affecte énormément la ductilité de ces alliages même pour de faibles teneurs de cet élément (figure I-3).

Pour expliquer la perte de ductilité à chaud observée pour ces alliages, les auteurs proposent le mécanisme suivant :

Les précipités constituent pendant la déformation à chaud un obstacle vis à vis du glissement intergranulaire et une source de concentration de contrainte favorisant l'amorçage de cavités. Mais la présence d'éléments fragilisants (comme le soufre, le tellure...) est un facteur favorisant l'apparition des cavités aux joints par affaiblissement de l'interface précipité matrice.

I-3 Recristallisation dynamique et striction.

L'apparition d'une striction par instabilité plastique est liée à l'existence d'un défaut initial d'origine géométrique (défaut d'usinage) ou mécanique (prédéformation locale "coup").

Toutefois, comme cela a été expliqué précédemment (cf. introduction, page 7), la réduction d'aire à la rupture A_R utilisée comme critère de mesure de la ductilité, ne peut pas être considérée comme une propriété intrinsèque du matériau dans le sens où on veut la relier directement à sa ductilité. Simplement ce paramètre donne des informations sur le mode de rupture du matériau sous certaines conditions de sollicitation.

Dans le but d'examiner l'influence de la recristallisation dynamique sur l'évolution de la striction due à un défaut initial géométrique, une étude (Yi et al. (1990)) basée sur la simulation de l'essai de traction uniaxiale par la méthode des tranches a été abordée.

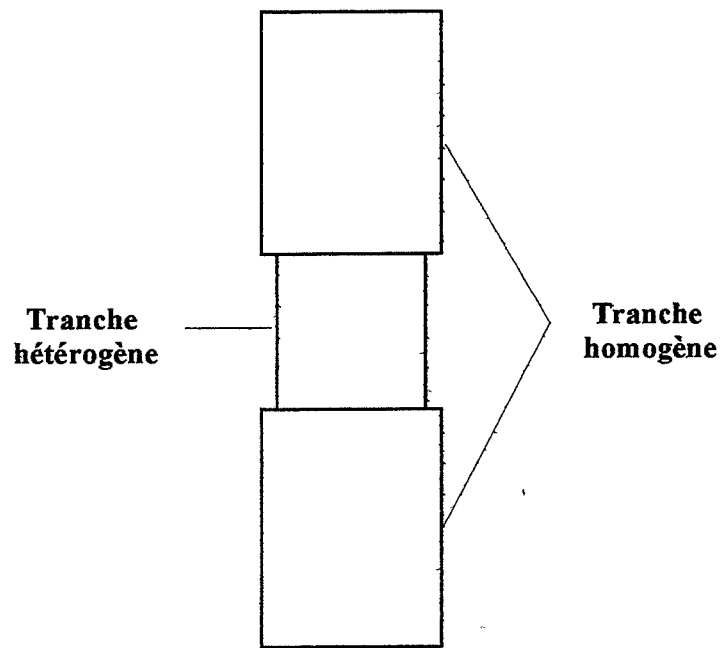


Figure I-2: Représentation schématique en deux tranches d'une éprouvette de traction.

Ce type de modélisation nécessite une connaissance précise du comportement rhéologique à chaud des aciers étudiés en présence de la recristallisation dynamique à différentes températures et vitesses de déformation.

Cependant, dans cette étude, les relations utilisées pour relier l'évolution de la contrainte à la déformation en présence de la recristallisation dynamique ne décrivent pas correctement le comportement du matériau. De plus, les paramètres rhéologiques introduits dans ces relations ne sont pas tous connus à partir d'exploitation des résultats de traction. Certains paramètres caractéristiques du phénomène de la recristallisation dynamique ont été déterminés par extrapolation des résultats d'essais de traction. Quant à la zone de striction étudiée, celle-ci a été représentée simplement par une seule tranche (figure I-5), sans tenir compte de l'effet d'interaction avec les autres zones homogènes de l'éprouvette (interaction due essentiellement à la présence d'un champ de contraintes triaxial dans la zone de striction).

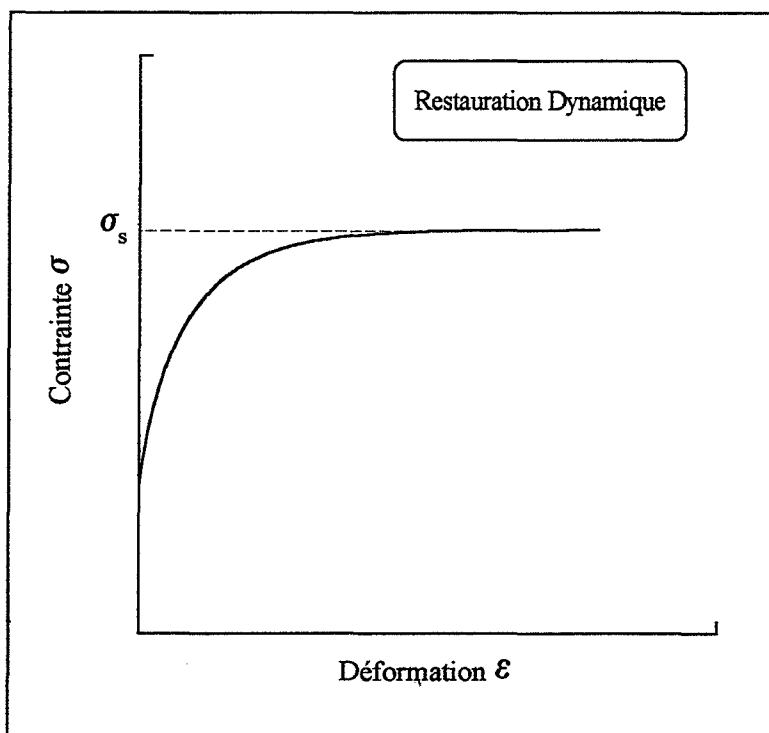


Figure I-6: Courbe contrainte-déformation obtenue par déformation à chaud lorsque le seul processus d'adoucissement est la restauration dynamique.

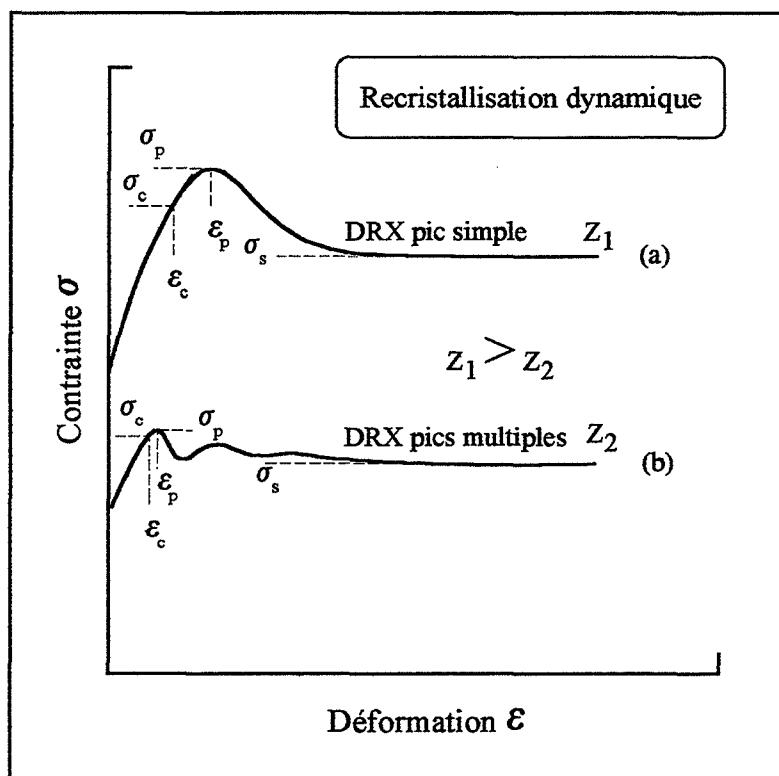


Figure I-7: Courbes contrainte-déformation obtenues par déformation à chaud lorsque le processus d'adoucissement prépondérant est la recristallisation dynamique.

I-4 Généralités sur la déformation à chaud des métaux et des alliages.

En général, la déformation à haute température ($T > 0.5T_f$) d'un métal ou d'un alliage se caractérise par la coexistence de l'écrouissage et de l'adoucissement pendant la déformation. L'écrouissage est dû à l'augmentation de la densité des dislocations sous l'effet de la déformation plastique. Quant à l'adoucissement, il est dû à l'activation des processus de restauration par annihilation des dislocations.

Suivant les conditions de température et de vitesse de déformation, une compétition se crée entre l'écrouissage et les phénomènes d'adoucissement. Dans de nombreux cas, lorsque la déformation à chaud est poursuivie ($\varepsilon \geq 0.5$) cette compétition conduit souvent à l'établissement d'un régime d'écoulement stationnaire. Ce régime stationnaire correspond à un état d'équilibre dynamique, dans lequel la structure du métal est adaptée aux conditions imposées (vitesse et température de déformation).

Dans les matériaux à forte énergie de défaut d'empilement de l'ordre de 10^{-1} J/m² (exemple: l'aluminium et certains de ses alliages, le fer α et les aciers ferritiques ...) l'adoucissement activé pendant la déformation à chaud correspond à la restauration dynamique. Ce processus se caractérise par le réarrangement continu et l'annihilation individuelle des dislocations (MCQUEEN et JONAS (1975), GLOVER et SELLARS (1973), MONTHEILLET 1981)). Lorsque le régime d'écoulement stationnaire est atteint, il y a équilibre entre les vitesses d'émission et d'annihilation des dislocations. A l'échelle macroscopique, ce régime stationnaire se caractérise par une valeur constante σ_s de la contrainte d'écoulement (figure I-6).

Dans les matériaux à faible énergie de défaut d'empilement de l'ordre de 10^{-2} J/m² (exemple le cuivre, le laiton, le fer γ et les aciers austénitiques) la restauration dynamique activée en début de déformation se produit relativement plus lentement et conduit à l'accumulation d'une quantité plus importante de dislocations. Le régime stationnaire défini ci dessus ne peut pas

être atteint tout de suite. Lorsque la densité de dislocations atteint une valeur critique (ROBERTS et AHLBLOM (1978)) et sous certaines conditions de température et de vitesse de déformation, le mode d'adoucissement par recristallisation dynamique est activé. Ce processus d'adoucissement se caractérise par la germination et la croissance de nouveaux grains au cours de la déformation. L'écoulement du matériau conduit donc à l'établissement d'un régime stationnaire (figure I-7), différent de celui de la restauration dynamique .

Compte tenu, d'une part de la présence du phénomène de recristallisation dynamique dans la déformation à chaud des alliages de fer pur et d'autre part de l'influence de ce processus sur l'évolution de la striction et par conséquent sur la ductilité à chaud, nous avons senti le besoin de rappeler les mécanismes qui interviennent lors de la déformation à chaud avec recristallisation dynamique.

En s'appuyant sur des études antérieures basées à la fois sur l'analyse du comportement mécanique décrit par les courbes contrainte-déformation et sur les observations expérimentales de l'évolution de la structure, effectuées par d'autres auteurs, nous allons décrire les différents paramètres qui régissent le phénomène de la recristallisation dynamique.

I-5 Déformation à chaud avec recristallisation dynamique.

I-5-1 historique.

Le phénomène de la recristallisation dynamique a été observé depuis longtemps. En 1939, GREENWOOD et WORNER ont été les premiers à noter l'apparition de la recristallisation dynamique au cours du fluage du plomb. D'autres études menées d'une part sur le fluage (HARDWICK et TEGART (1961-1962), GIFKINS (1952-53), FELTHAN et MEAKIN (1959)) et d'autre part sur la déformation à chaud des métaux (RICHARDSON et al. (1966), JONAS et al. (1969), LUTON et SELLARS (1969)) ont mis en évidence la présence de la recristallisation dynamique pendant la déformation.

En 1959, ROSSARD et BLAIN publièrent pour la première fois une étude détaillée sur le comportement à chaud des métaux déformés à vitesse de déformation constante. Ce travail a permis notamment de suivre l'évolution de la microstructure avec la déformation lorsque la recristallisation dynamique est présente. La recristallisation dynamique a été également observée par d'autres auteurs dans les monocristaux (MECKING et GOTTSTEIN (1978), GOTTSTEIN et al. (1979, 1983)).

Par la suite, de nombreux travaux se sont succédés dans lesquels plusieurs auteurs ont essayé de montrer l'influence d'un certain nombre de paramètres thermo-mécaniques (déformation, vitesse et température de déformation) et micro-structuraux (taille initiale des grains, éléments d'alliage) sur les mécanismes et sur la cinétique de la recristallisation dynamique au cours de la déformation à chaud des métaux CFC à faible énergie de défaut d'empilement.

L'aspect comportement mécanique décrit par les courbes contrainte-déformation a été particulièrement étudié. Les auteurs ont proposé alors des critères pour caractériser la transition entre deux types de comportement pour lesquels l'allure des courbes contrainte-déformation est caractérisée soit par

la présence d'un seul pic soit par celle de plusieurs pics de la contrainte d'écoulement (figure I-7).

I-5-2 Caractéristiques générales de la recristallisation dynamique.

Au travers de nombreuses études effectuées sur la déformation à chaud pour une gamme assez large de métaux et alliages, les résultats expérimentaux obtenus ont permis de souligner les points suivants caractérisant le phénomène de la recristallisation dynamique.

- ◆ Généralement, la recristallisation dynamique est souvent présente au cours de la déformation à chaud ou du fluage des métaux CFC à faible énergie de défaut d'empilement.
- ◆ Une déformation critique ε_c est nécessaire pour que la recristallisation dynamique soit activée (RICHARDSON et al. (1966), McQUEEN et JONAS (1975, 1976), ROBERTS et al. (1979)). Elle est inférieure à la déformation ε_p correspondant au pic de contrainte observé sur les courbes σ - ε (figure I-7). D'après ROBERTS (1984), elle dépend également des caractéristiques du matériau (taille initiale des grains et composition chimique).
- ◆ Une relation existe entre la déformation au maximum de la contrainte et la déformation critique: $\varepsilon_c = a\varepsilon_p$ (ROSSARD (1973))
- ◆ La taille de grain D_s et la contrainte σ_s , caractéristiques du régime stationnaire, sont indépendantes de la taille initiale des grains D_0 , mais les contraintes σ_c et σ_p (figure I-7) dépendent très légèrement de D_0 .
- ◆ La taille de grain D_s croît avec la diminution de la contrainte σ_s ($\sigma_s = kD_s^{-q}$) (LUTON et SELLARS (1969), GLOVER et SELLARS (1973), SAH et al. (1974)).
- ◆ La cinétique de la recristallisation dynamique dépend énormément de la taille initiale des grains D_0 ; plus la structure du matériau est fine (D_0 petit), plus la recristallisation dynamique est accélérée (ε_c petit).

I-5-3 Aspect des courbes contrainte-déformation.

La présence de la recristallisation dynamique au cours de la déformation à chaud attribue aux courbes contrainte-déformation une allure spécifique (figure I-7). Au delà de la déformation critique ε_c , caractéristique du début recristallisation dynamique, l'écrouissage diminue rapidement et l'adoucissement se substitue progressivement au durcissement du matériau.

Les courbes σ - ε présentent un pic de contrainte σ_p correspondant à la déformation notée ε_p . Ce pic de contrainte correspond à un état d'équilibre (instable) entre l'écrouissage dû à la déformation plastique et l'adoucissement apporté par la recristallisation dynamique. Au delà de la déformation ε_p l'adoucissement provenant de la recristallisation dynamique devient prépondérant et conduit à une décroissance de la contrainte d'écoulement.

Pour une même microstructure initiale et suivant la vitesse et la température de déformation, deux cas de figure peuvent se présenter avant l'établissement du régime stationnaire, à savoir:

□ Pour des vitesses de déformation relativement élevées et/ou des températures relativement modérées, la contrainte continue à décroître pour finalement se stabiliser à la valeur σ_s qui caractérise le régime d'écoulement stationnaire (figure I-7). Dans ce cas, on dit que le matériau a subi une recristallisation dynamique du type **simple pic**.

□ Pour des températures suffisamment élevées et/ou des vitesses de déformation relativement faibles, après le premier pic de contrainte, des ondulations apparaissent sur la courbe contrainte-déformation (figure I-7). Ces ondulations correspondent à un régime transitoire de la déformation caractérisé par une succession de cycles d'écrouissage et d'adoucissement. L'amplitude de ces cycles diminue avec la déformation jusqu'à ce que le régime stationnaire s'établisse. Dans ce cas la recristallisation dynamique est

dite à **pics multiples**. La contrainte σ_s (caractéristique du régime stationnaire) atteinte dans ces conditions est inférieure à celle observée sur les courbes dites à simple pic.

D'une manière générale, les grandeurs ε_c , σ_c , ε_p , σ_p , et σ_s (définies sur la figure I-7) diminuent avec l'augmentation de la température ou la diminution de la vitesse de déformation.

I-5-4 Aspect microstructural de la recristallisation dynamique.

a- Sites d'amorçage de la recristallisation dynamique.

De nombreuses études menées sur le phénomène de la recristallisation dynamique ont montré que dans la plupart des cas, les joints de grains initiaux constituent des sites privilégiés à la germination par recristallisation dynamique. Toutefois, la germination intragranulaire peut se produire notamment dans les cas suivants: vitesse de déformation très élevée; taille initiale D_0 des grains relativement importante ou lorsque le matériau est un monocristal (MECKING et GOTTSTEIN (1978)).

D'autres auteurs (HARDWICK et TEGART (1961-62), BLAZ et al. (1983)) ont montré à travers des observations de la microstructure, que la germination peut se produire également aux niveaux des bandes de déformation ou des inclusions, de même à l'intérieur des grains en particulier dans les matériaux qui présentent une structure à gros grains.

Par ailleurs, selon McQUEEN et BERGERSON (1972), des observations effectuées au MET sur des échantillons de cuivre déformés par torsion à chaud montrent que la recristallisation dynamique se produit d'une manière continue pendant la déformation. D'après les auteurs, la germination résulterait de la formation de joints de grains de forte désorientation qui eux même résultent de l'accumulation de dislocations dans les sous-joints initiaux. L'aspect continue de la recristallisation dynamique se caractérise par

les étapes suivantes: une fois le matériau écroui, la germination conduit à la croissance des nouveaux grains qui à leur tour subissent la déformation et constituent une nouvelle sous structure, source pour une nouvelle vague de germination.

b- Mécanismes de la recristallisation dynamique.

Contrairement au phénomène de la recristallisation statique, les mécanismes qui gouvernent la recristallisation dynamique notamment la germination et la croissance sont très mal connus jusqu'à présent. De plus les concepts de la restauration et de la recristallisation statiques sont dans la plus part des cas insuffisants pour expliquer et décrire les processus dynamiques correspondants. La présence continue de la déformation peut largement influencer la cinétique des mécanismes activés dynamiquement.

La recristallisation dynamique ne se répand pas dans toute la structure du matériau à partir d'un simple germe, mais elle procède d'une manière hétérogène et non synchronisée. D'une part, l'influence des joints de grains sur la répartition de la déformation dans la structure entraîne une distribution hétérogène de la densité de dislocations. D'autre part, la vitesse de croissance des nouveaux grains formés peut être influencée par la rencontre d'un joint de grain initial pendant la phase de leur croissance (MECKING et GOTTSTEIN (1978)).

Par exemple, dans certains cas ((ROBERTS (1984), SELLARS (1978), SAH et al (1974)), la recristallisation dynamique peut procéder par une germination continue qui ralentira la croissance des nouveaux grains. La force motrice nécessaire pour la croissance se voit ainsi réduite par l'accumulation des dislocations due à la déformation des grains nouvellement créés. Alors que dans le cas de la recristallisation statique, il y a d'abord une germination des grains suivie ensuite par une croissance continue de ces grains (BENARD et al. (1984)).

c- Régime stationnaire.

Nous avons déjà vu que lorsque la déformation à chaud est poursuivie, l'écoulement du matériau conduit à l'établissement d'un régime stationnaire marqué par le palier de la courbe contrainte-déformation (figure I-7). Du point de vue microscopique, ce régime définit un état d'équilibre de la structure du matériau. Cet état d'équilibre se caractérise par un écrouissage hétérogène même à l'intérieur d'un grain (création hétérogène des dislocations) ainsi que par différentes parties de la structure où des grains viennent juste d'être recristallisés et d'autres qui ont subi une déformation de l'ordre de ε_c , vont subir à nouveau une recristallisation, enfin tout un ensemble de grains se trouvant dans des états intermédiaires par rapport aux deux cas de figure précédents.

A ce stade de la déformation, la recristallisation dynamique se répand dans toute la structure du métal d'une manière non synchronisée, du fait que lorsqu'un grain est recristallisé l'autre est écroui et ainsi de suite. A l'échelle macroscopique, le régime stationnaire traduit une moyenne des processus en cours de changement de la structure, d'où le palier de contrainte observé sur les courbes contrainte-déformation.

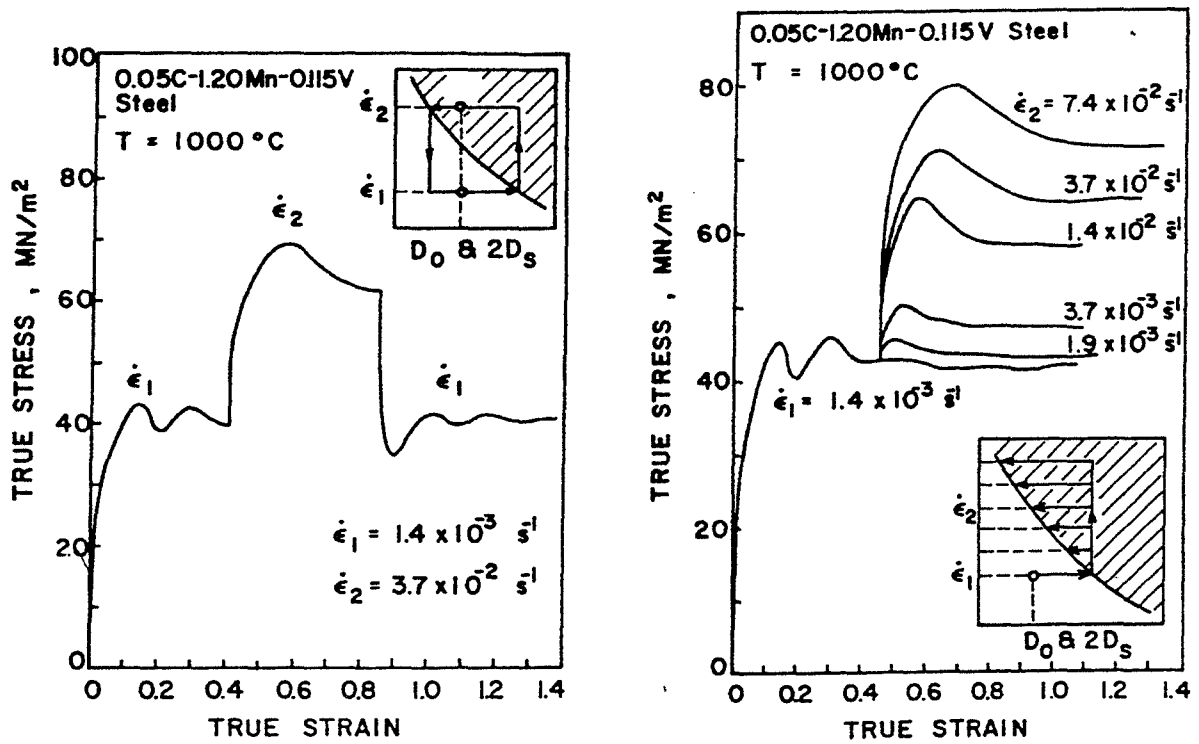


Figure I-8: Effet d'un saut ascendant ou descendant de la vitesse de déformation sur la cinétique de la recristallisation dynamique et sur l'allure des courbes contrainte-déformation, d'après SAKAI et al. (1983).

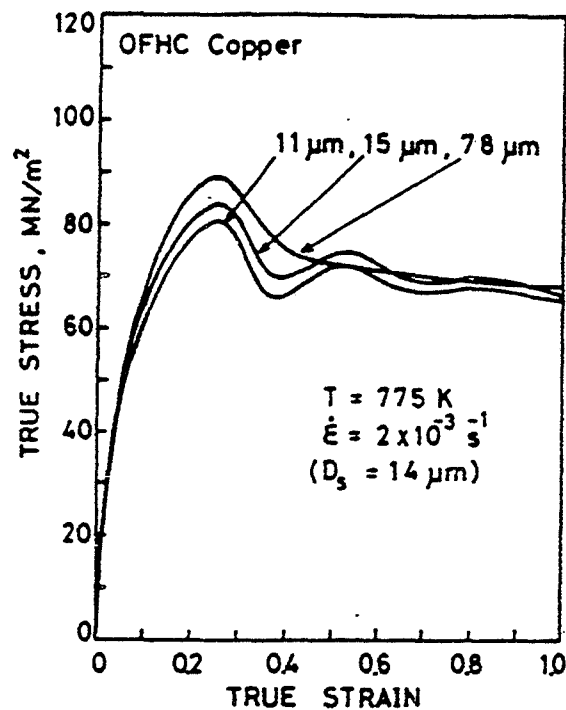


Figure I-9: Exemple de courbes Contrainte-déformation illustrant l'effet de la taille initiale des grains sur la cinétique de la recristallisation dynamique et sur l'allure des courbes contrainte-déformation, d'après BLAZ et al. (1983).

I-5-5 Facteurs contrôlant la cinétique de la recristallisation dynamique.

a- Facteurs externes.

L'influence des paramètres vitesse et température de déformation sur l'allure des courbes contrainte-déformation et sur la cinétique de la recristallisation dynamique a été mise en évidence à travers de nombreuses études. On rappelle simplement que plus la valeur du paramètre Z ($Z = \dot{\epsilon} \text{Exp}(Q/RT)$) est faible plus la recristallisation dynamique est accélérée (apparition de plusieurs ondulations sur la courbe contrainte-déformation, figure I-7). De même qu'un saut de vitesse de déformation ascendant ou descendant, en cours de déformation, ralentit ou accélère respectivement la recristallisation dynamique (SAKAI et al. (1982-1986)) (figure I-8).

b- Facteurs internes

- Taille initiale de grain.

Par sa taille initiale de grain la structure du matériau constitue l'un des paramètres importants qui régissent la cinétique de la recristallisation dynamique (JONAS et SAKAI (1981)). Nous avons vu précédemment que la taille initiale D_0 de grain contrôle le mode de germination et de croissance des nouveaux grains. De plus, pour une température et une vitesse de déformation données, D_0 détermine également l'allure des courbes σ - ϵ (figure I-9).

D'après ROBERTS (1984), l'accumulation des dislocations dans une structure à petits grains est beaucoup plus rapide pendant les premiers stades de la déformation que dans une structure à gros grains. Par conséquent, lorsque D_0 est petit, la densité critique de dislocations ρ_c (nécessaire au démarrage de la recristallisation dynamique) est atteinte pour des faibles déformations. Ceci explique l'accélération de la recristallisation dynamique (ϵ_c petit et recristallisation à plusieurs pics possible) lorsque D_0 est petit.

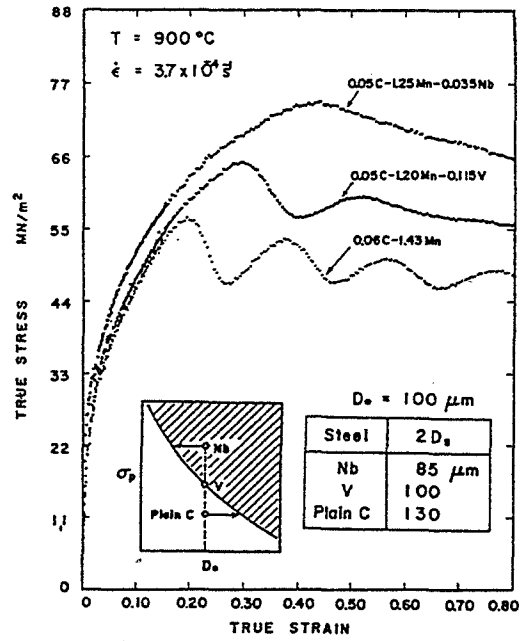
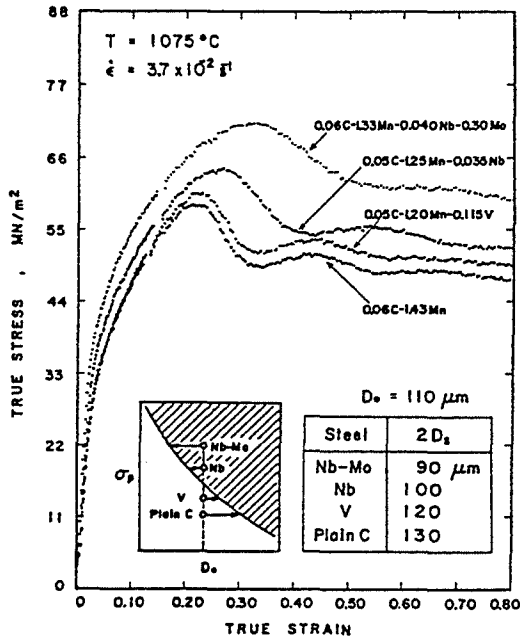


Figure I-10: Influence des éléments d'addition sur la cinétique de la recristallisation dynamique et sur l'allure des courbes contrainte-déformation, d'après SAKAI et al. (1982).

En revanche, la contrainte σ_s et la taille D_0 des grains correspondant au régime d'écoulement stationnaire restent indépendantes de la taille initiale D_0 des grains (figure I-9) (BLAZ et al. (1983), UEKI et al. (1986a)).

- Éléments d'addition.

L'addition d'éléments en solution ou la présence de précipités dans un métal ralentit la cinétique de la recristallisation dynamique (figure I-10). Bien qu'ils favorisent la germination, ils bloquent le déplacement des joints de grains. De même que la précipitation dynamique inhibe la recristallisation dynamique (SAKAI et al. (1982), LE BON et al. (1975), MAEHARA (1981), AKBEN et al. (1983), WRAY (1984), UEKI et al. (1987b)).

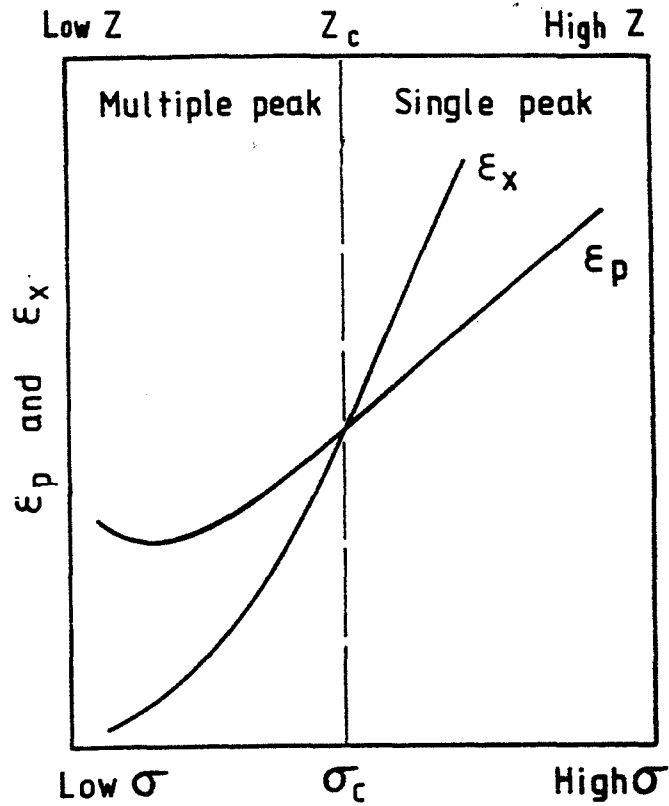
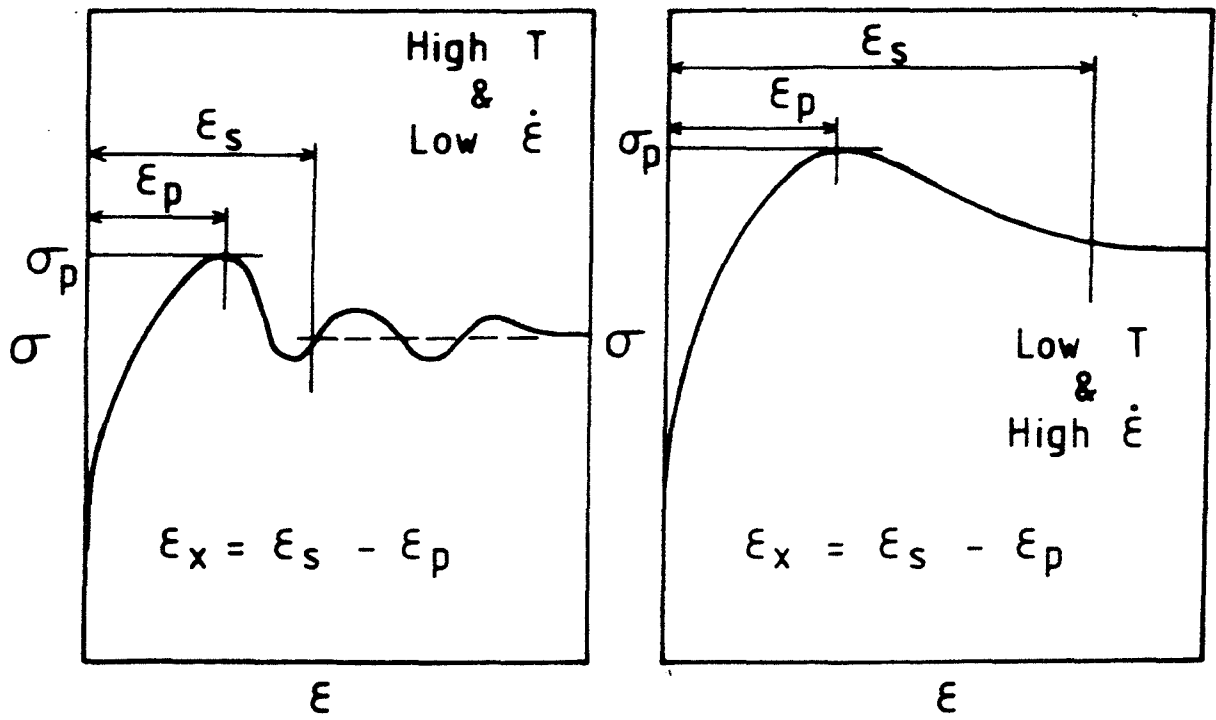


Figure I-11: Critère de transition pic simple \Leftrightarrow pics multiples des courbes contrainte-déformation correspondant à la recristallisation dynamique, d'après LUTON et SELLARS (1969).

I-5-6 Critères de transition simple pic - plusieurs pics des courbes σ - ε

Pour caractériser la transition entre les courbes associées au simple pic et celles correspondant aux pics multiples, des critères ont été proposés dans la littérature. Mais, leur validité est plus ou moins controversée. En effet, ces critères semblent dépendre des matériaux étudiés et des conditions particulières concernant le mode de sollicitation.

a- Critère de Luton et Sellars.

En se basant sur des résultats de torsion, LUTON et SELLARS (1969) montrent que les courbes correspondant à un simple pic et à plusieurs pics associées à différentes températures et à différentes vitesses de déformation dépendent des déformations ε_p (déformation au pic de contrainte) et ε_x (déformation du début du régime stationnaire, cas du simple pic ou du début du second cycle*, cas des pics multiples).

En étudiant les courbes ε_p - σ_p et ε_x - σ_p , les auteurs proposent le critère $\varepsilon_p = \varepsilon_x$ pour caractériser la transition entre les deux types de comportement (figure I-11). Ainsi, le comportement à pic simple est obtenu pour $\varepsilon_p < \varepsilon_x$, tandis que lorsque $\varepsilon_p > \varepsilon_x$ la recristallisation est à plusieurs pics.

* un cycle de recristallisation dynamique correspond à une phase d'écrouissage (croissance de la contrainte d'écoulement) suivie par une phase d'adoucissement (décroissance de la contrainte d'écoulement).

b- Critère de Sakai et Jonas.

En s'appuyant sur des observations expérimentales concernant la taille initiale de grain D_0 et celle à l'équilibre D_s , SAKAI et al. (1976-1977) remarquent que les pics simples et les pics multiples observés sur les courbes σ - ε dépendent énormément de la différence entre les deux tailles de grains.

Par la suite, SAKAI/JONAS (1981-1986) ont repris les résultats de Sakai et al. et montrent (figure I-12) que l'existence d'un seul pic ou de

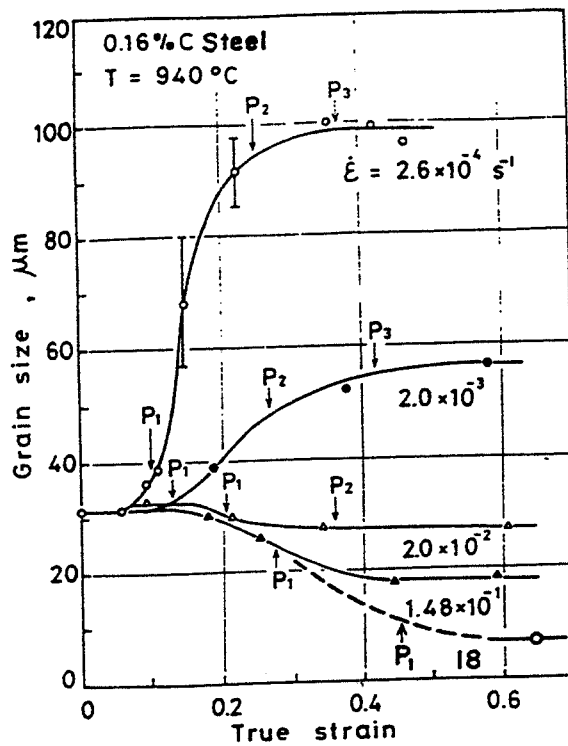


Figure I-12: Affinement et grossissement des grains associés aux allures pic simple et pics multiples des courbes contrainte-déformation, d'après SAKUI et al. (1977).

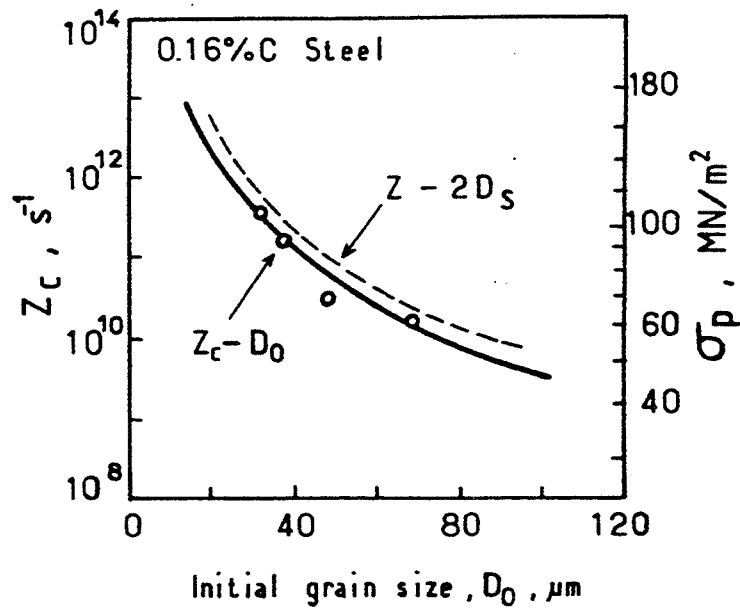


Figure I-13: Critère de transition pic simple \leftrightarrow pics multiples des courbes contrainte-déformation correspondant à la recristallisation dynamique, d'après SAKAI et JONAS (1984).

plusieurs pics sur la courbe contrainte-déformation est liée respectivement à l'affinage ou au grossissement des grains (sur la figure I-12 P_i ($i=1,2,\dots$) désigne un pic de contrainte). Après un seul pic de contrainte, l'adoucissement prend fin quand l'affinage des grains aboutit à l'équilibre ou à une structure stable. Pendant le grossissement les oscillations s'arrêtent quand la taille de grain stable est obtenue.

En portant les valeurs du paramètre Z de Zener-Hollomon en fonction de $2D_s$ et celles de Z_c en fonction de D_o (Z_c correspond à la valeur critique de transition), les auteurs remarquent (figure I-13) que les deux courbes se superposent et proposent alors le critère suivant: **le comportement à simple pic se produit quand $D_o > 2D_s$, alors que la condition $D_o < 2D_s$ conduit au comportement à plusieurs pics.**

c- Validité des Critères.

SAKAI et JONAS (1984), WEISS et al. (1984)) ont montré que le critère de LUTON et SELLARS ne s'applique pas dans le cas où la déformation à chaud est effectuée par traction ou par compression uniaxiale. Les résultats obtenus par ces deux modes de déformation conduisent à des courbes $\epsilon_p - \sigma_p$ et $\epsilon_x - \sigma_p$ ne se coupent pas dans ces cas (figure I-14). Selon les auteurs, la présence de gradients de déformation et de vitesse de déformation dans les barres aurait faussé l'exploitation des courbes $\sigma - \epsilon$ obtenues par torsion.

Par ailleurs, d'après UEKI et al. (1985-1986), le critère de SAKAI et JONAS concernant la transition entre pic simple et pics multiples ne serait pas toujours valable. Des essais de torsion à chaud effectués sur des éprouvettes creuses en cuivre et en nickel montrent (figure I-15) que les courbes $Z_c - D_o$ et $Z - D_s$ (ou $2D_s$) ne se superposent pas dans le cas de ces métaux. En revanche, le critère basé sur le paramètre de Zener-Hollomon semble être plus adapté et qu'en fait, plus qu'une valeur critique Z_c c'est une zone qui caractériserait cette transition.

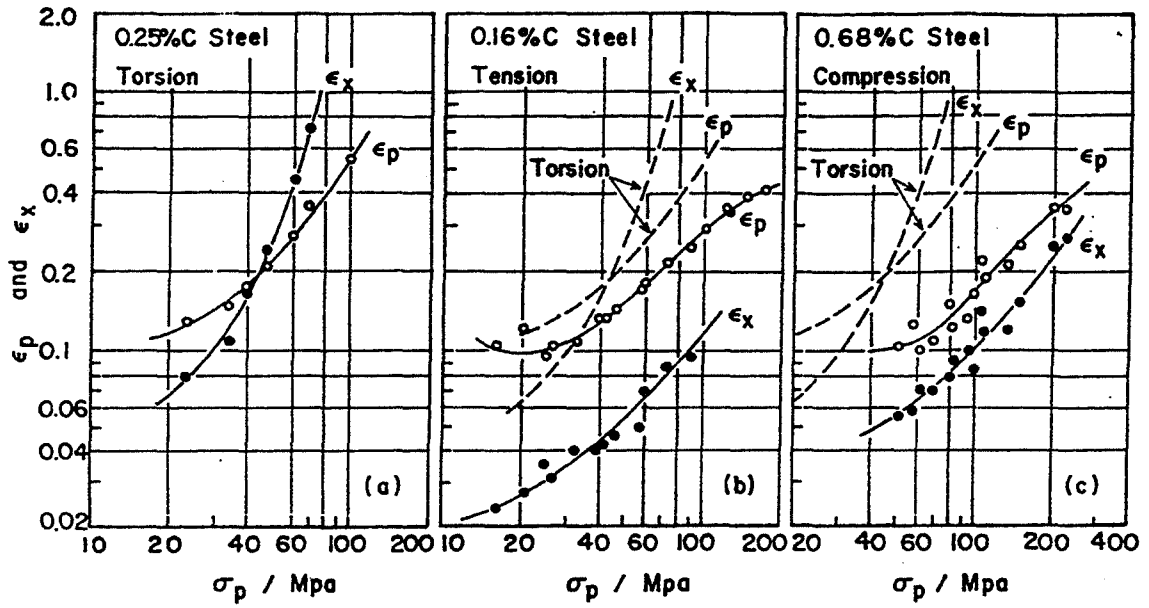


Figure I-14: Exemple d'application du critère (de transition pic simple \leftrightarrow pics multiples) de LUTON et SELLARS dans le cas de la traction et de la compression, d'après SAKAI et JONAS (1984).

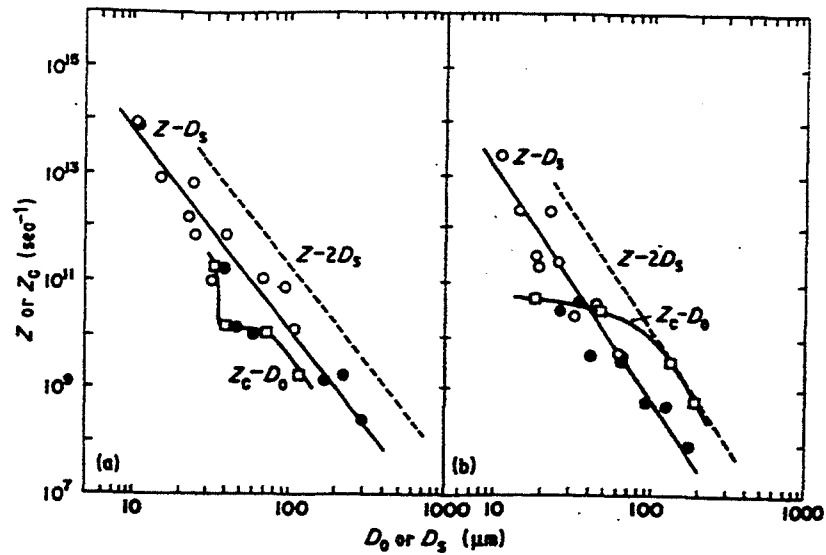


Figure I-15: Exemple de courbes (Taille de grains en fonction du paramètre de Zener-Hollomon) illustrant la non validité du critère de SAKAI et JONAS, d'après UEKI (1985-1986).

I-5-7 Interprétation des courbes σ - ϵ .

a- Modèle de Luton et Sellars.

En partant du critère précédent ($\epsilon_p = \epsilon_x$) (figure I-11), LUTON et SELLARS considèrent que :

(i)- dans le cas où $\epsilon_c > \epsilon_x$ (pics multiples), le matériau suit une seule loi d'adoucissement. La germination de tous les nouveaux grains se produit à $\epsilon_p \approx \epsilon_c$ et leur croissance est limitée dans l'intervalle $[0, \epsilon_x]$. Dans cet intervalle de déformation, aucune autre germination ne se produit et la croissance des nouveaux grains y reste prépondérante jusqu'à ce que la recristallisation puisse être réactivée de nouveau. Ceci explique les oscillations observées sur les courbes σ - ϵ .

(ii)- Dans le cas où $\epsilon_c < \epsilon_x$ (simple pic), le matériau peut être divisé en plusieurs fractions volumiques. Dans ces conditions, différents cycles de recristallisation associés à ces fractions volumiques du matériau rentrent en jeu en même temps. Chaque cycle se trouvant à différents stades de la recristallisation et ceci conduit donc une recristallisation non synchronisée dans le matériau.

b- Modèle de Sakai et Jonas.

Les observations expérimentales de l'évolution de la structure par déformation à chaud (paragraphe I-5-6b) ont conduit SAKAI et JONAS aux interprétations suivantes concernant les comportements associés aux pics observés sur les courbes σ - ϵ :

(i)- Lorsque D_0 est petit (figure I-16), il y a une forte densité de germes mais la taille de grains est limitée par leur interaction pendant la phase de croissance. Dans ce cas, la recristallisation dynamique s'effectue d'une manière cyclique ou synchronisée à travers le matériau.

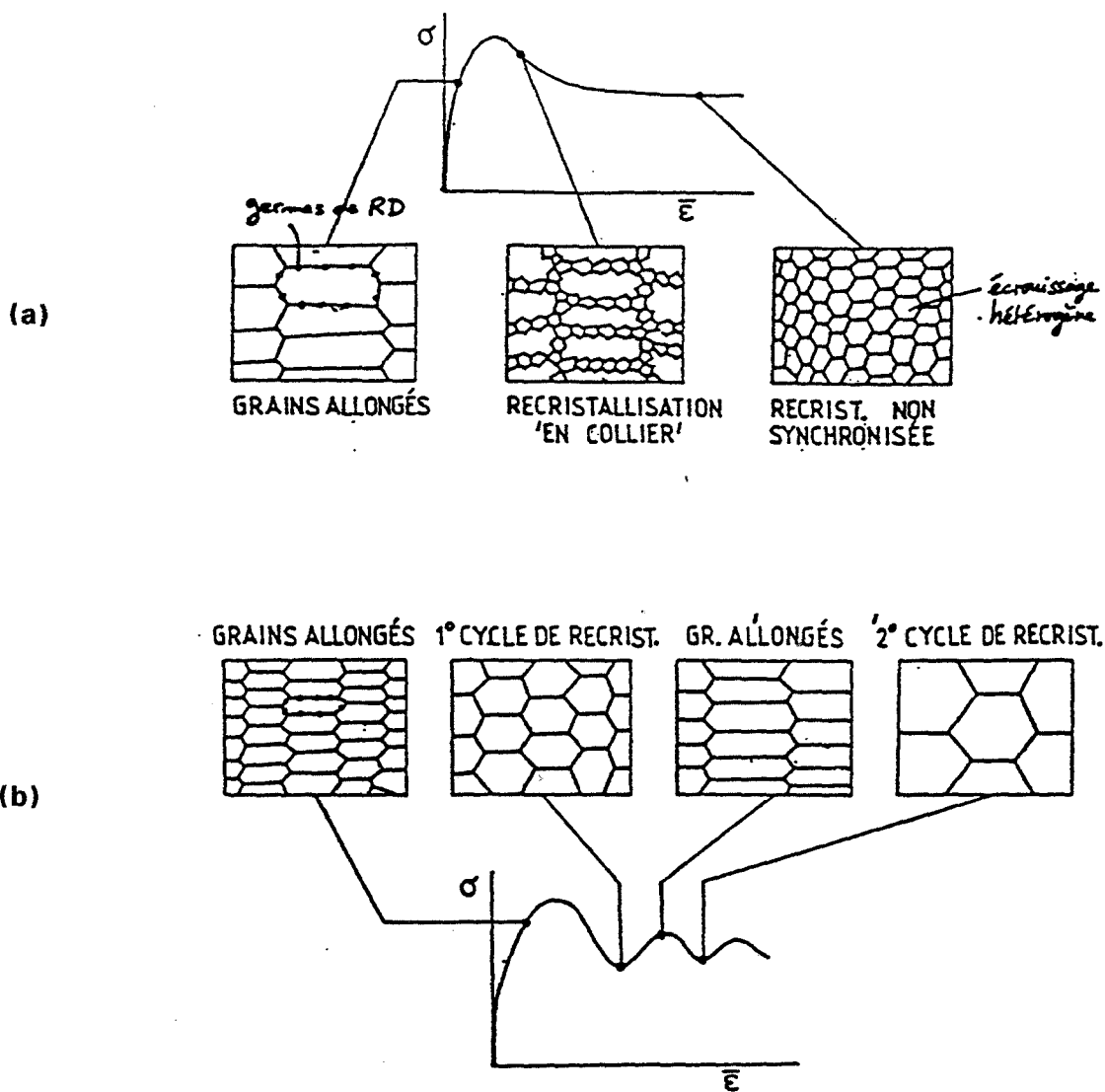


Figure I-16: Représentation schématique de l'évolution microstructurale associée aux courbes contrainte-déformation au cours du processus de recrystallisation dynamique, d'après SAKAI et JONAS (1986).

- a - Dans le cas ou $D_0 > 2D_s \Rightarrow$ recrystallisation dynamique "en collier"
 \Rightarrow courbes σ - ϵ à un seul pic
- b - Dans le cas ou $D_0 < 2D_s \Rightarrow$ courbes σ - ϵ à pics multiples
 \Rightarrow plusieurs cycles de recrystallisation synchronisés

(ii)- Tandis que lorsque le matériau est à gros grains, il y a très peu de germes potentiels. Ces derniers vont croître sans se gêner jusqu'à atteindre une taille stable. Si la déformation est poursuivie, une dispersion hétérogène de la déformation ε_c nécessaire à la germination se développe dans la matrice et conduit à une recristallisation dite en "collier" dans le matériau.

Remarque

En ce qui concerne la représentation des courbes σ - ε correspondant à la recristallisation dynamique, différentes approches ont été proposées dans la littérature. La validité de certains de ces modèles appliqués au cas de nos alliages sera discutée dans le chapitre III.

I-6 Conclusion.

A l'issue de cette étude bibliographique, on peut déjà noter l'étendue des facteurs qui régissent d'une part, la déformation à chaud en présence de la recristallisation dynamique et d'autre part, la ductilité à chaud. L'influence du phénomène de recristallisation dynamique sur la ductilité à chaud a été mise en évidence par de nombreuses observations expérimentales notamment dans le cas des alliages industriels, cependant, une seule tentative de modélisation a été menée.

Dans le but d'examiner l'influence de la recristallisation dynamique sur l'évolution de la striction, nous allons tout d'abord étudier le comportement rhéologique et microstructural à chaud des alliages de fer pur et ensuite proposer d'autres approches de lois de comportement pour décrire l'écoulement plastique à chaud associé à la recristallisation dynamique. Ainsi, notre travail comportera les étapes suivantes:

- Par des essais de compression à chaud, étudier la rhéologie des alliages de fer pur avec des nuances contenant des éléments favorisant soit la ségrégation (soufre), soit la précipitation (aluminium et azote) ou les deux à la fois. Examiner l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur le comportement de ces alliages à travers les paramètres rhéologiques (tels que le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation et l'énergie d'activation apparente). Observer éventuellement l'évolution de la microstructure sous l'effet de la recristallisation dynamique.
- Formuler d'autres modèles de lois σ - ε décrivant le plus fidèlement possible le comportement à chaud en présence de la recristallisation dynamique.
- Etudier l'influence de la recristallisation dynamique sur l'évolution de l'aire minimale de la zone de striction.

CHAPITRE II

ETUDE EXPERIMENTALE DU COMPORTEMENT RHEOLOGIQUE

II- Etude expérimentale du comportement rhéologique.

II-1 Introduction.

Cette partie a pour objectif de caractériser le comportement à chaud des alliages à base de fer de haute pureté. Des éléments comme le carbone, le soufre, l'aluminium et l'azote ont été ajoutés en quantité contrôlée. Trois types de structures ont été étudiées : **FeCS** structure favorisant la ségrégation; **FeCAIN** structure favorisant la précipitation et **FeCAINS** structure favorisant la ségrégation et la précipitation.

Dans un premier temps, on présentera les différentes techniques expérimentales utilisées (élaboration et mise en forme des alliages, dispositif de compression à chaud, réalisation pratique des essais et méthode de dépouillement des courbes force-contraction relative).

L'exploitation des résultats de cette étude rhéologique sera abordée d'une manière classique. Ensuite, on présentera le comportement mécanique décrit par les courbes contrainte-déformation à différentes températures et à différentes vitesses de déformation. Ces courbes seront analysées et nous discuterons l'influence des facteurs, (déformation, température et vitesse de déformation), sur le comportement mécanique et sur l'évolution des paramètres rhéologiques tels que le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation et l'énergie d'activation apparente.

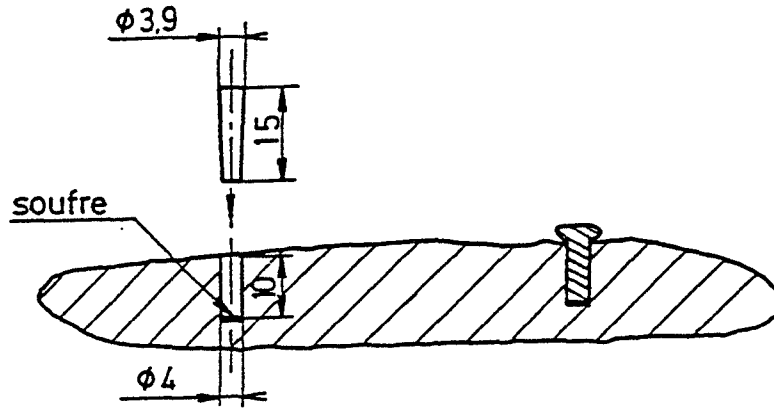


Figure II-1: mode de préparation des lingots dans le cas des alliages contenant du soufre (FeCS et FeCAINS).

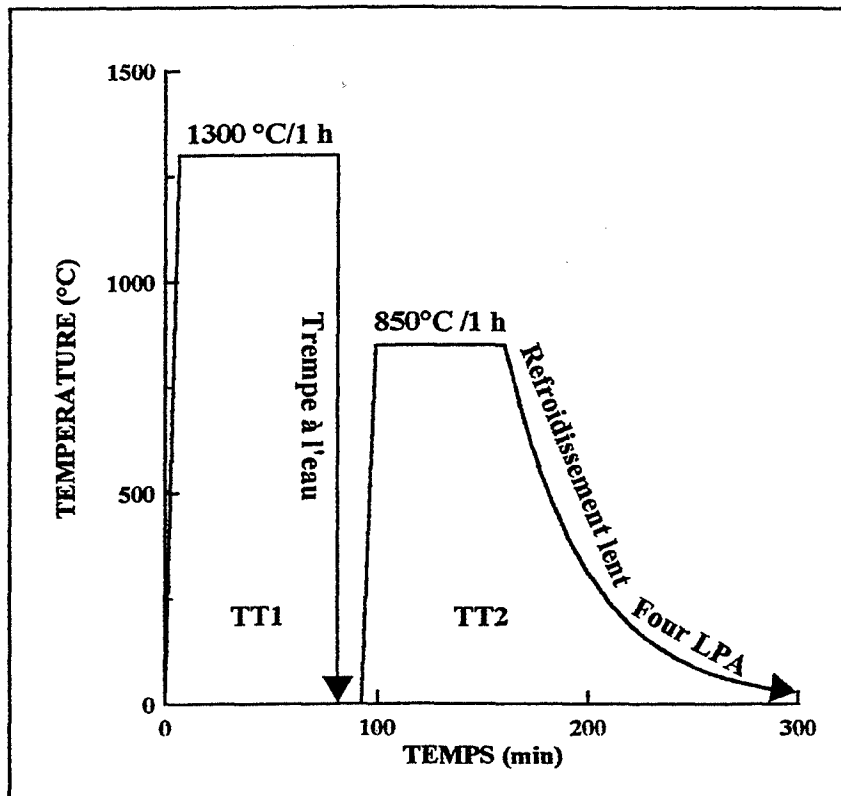


Figure II-2: Schéma du cycle thermique subi par les trois alliages FeCS, FeCAIN et FeCAINS.

II-2 La préparation des alliages et le problème de pureté.

II-2-1 Elaboration.

Les alliages utilisés pour cette étude rhéologique ont été tous élaborés au laboratoire de l'Ecole des Mines de Saint-Etienne à partir de fer pur. Des éléments d'addition en quantité contrôlée comme le carbone, le soufre, l'aluminium et l'azote ont été ajoutés. Le dopage du fer par ces éléments a lieu lors de sa fusion dans une nacelle d'argent horizontale refroidie à l'eau. Le chauffage est assuré par un système à haute fréquence. La fusion est effectuée sous atmosphère neutre ou réductrice selon le besoin. Ainsi l'élaboration des alliages comporte les étapes suivantes:

- ◆ La pesée du fer et des éléments d'addition (C, S, Al).
- ◆ La fusion du fer pur avec du carbone sous forme de graphite et sous atmosphère d'hydrogène purifié.
- ◆ La fusion avec l'aluminium (elle concerne les alliages FeCAIN et FeCAINS).
- ◆ Le refroidissement sous hydrogène.
- ◆ Le perçage de trous cylindriques dans le lingot et l'usinage de bouchons coniques dans le même alliage dans le but d'introduire le soufre dans le lingot.
- ◆ Le dégraissage et le décapage du lingot et des bouchons dans une solution d'acides nitrique et fluorhydrique afin d'enlever la contamination superficielle due à l'usinage.
- ◆ Le décapage est suivi par un rinçage dans de l'eau distillée et dans de l'acétone, puis par un séchage.
- ◆ L'introduction du soufre sous forme de poudre dans le trou qui est ensuite refermé grâce au bouchon conique (figure II-1)

- ◆ La fusion sous argon du lingot chargé en soufre.
- ◆ La fusion sous azote (cas des alliages FeCAIN et FeCAINS).
- ◆ La refusion sous argon pour éliminer le surplus d'azote.
- ◆ Le refroidissement sous hydrogène.
- ◆ Le forgeage du lingot à froid pour obtenir des barreaux de section carrée (17 mm de côté). Les barreaux sont ensuite calibrés à la machine à rétreindre pour leur donner une forme cylindrique de diamètre 12 mm.

remarque

La notation **FeCS** sera affectée à l'alliage contenant seulement du carbone et du soufre, l'appellation **FeCAIN** est attribuée à l'alliage contenant du carbone de l'aluminium et de l'azote et celle **FeCAINS** à l'alliage contenant en plus du soufre.

II-2-2 Traitements thermiques

Afin d'obtenir la même structure initiale, toutes les nuances des aciers utilisés devront subir les mêmes traitements thermiques établis dans une précédente étude concernant la ductilité à chaud des alliages de fer pur (TACIKOWSKI, (1986)). Ces traitements thermiques se décomposent en deux étapes (cycle thermique schématisé sur la figure II-2).

- ◆ Un premier traitement consiste à homogénéiser la structure écrouie à froid et à mettre en solution les précipités présents dans l'alliage (notamment les précipités d'AIN). Ce traitement consiste en un recuit à 1300 °C pendant une heure, suivi d'une trempe à l'eau (TT1).
- ◆ Le deuxième traitement à pour but d'obtenir une précipitation maximale d'AIN. Cette étape consiste en un recuit à 850°C pendant une heure, suivi

Acier (Symbole)	Teneur des éléments en $\mu\text{g/g}$ (10^{-4} % en poids)				
	C	S	Al	N	O
FeCS	130 – 150 (200)	25 – 27 (30)	–	<10	<10
FeCAIN	140 – 180 (200)	<10	240 – 280 (300)	70 – 82 (100)	<10
FeCAINS	150 (200)	22 – 25 (30)	290 (300)	76 – 80 (100)	<10

Tableau II-1: Composition chimique d'alliages de fer de haute pureté symbolisés par FeCS, FeCAIN et FeCAINS. (entre parenthèses la teneur visée).

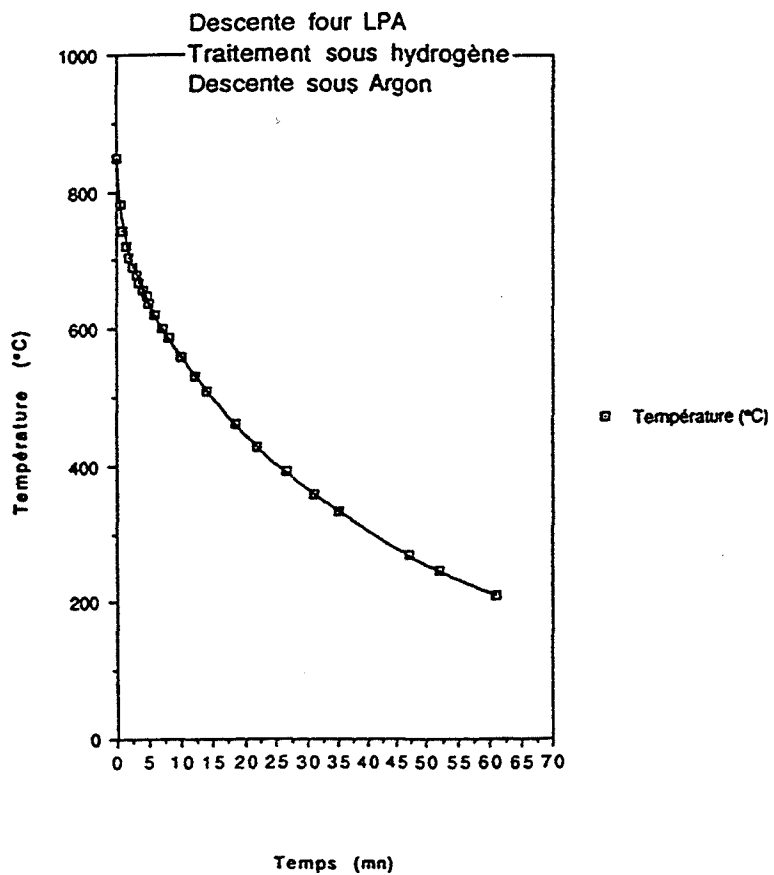


Figure II-3: Courbe de refroidissement du four LPA qui a servi à effectuer le traitement TT2.

d'un refroidissement lent au four (TT2).

Le traitement thermique TT1 est effectué dans un four à résistance sous balayage d'argon. Quant au deuxième traitement TT2, il est réalisé dans un four LPA sous hydrogène avec refroidissement sous argon (figure II-3).

II-2-3 Analyse chimique

Dans le but de contrôler leur composition chimique, tous les aciers ont été analysés. Ainsi les dosages des éléments tel que le carbone et le soufre ont été effectués sur un appareil de type LECO CS 244. Les teneurs de ces éléments dans un échantillon sont déterminées par combustion de l'échantillon dans l'oxygène et on mesure les quantités produites de CO₂ et SO₂.

L'aluminium est dosé par un spectromètre d'absorption atomique PERKIN-ELMER 3100.

Quant aux teneurs d'oxygène et d'azote, elles ont été déterminées à l'aide de l'appareil LECO.

Afin d'éviter toute pollution due aux outils d'usinage, au lieu des copeaux, nous avons utilisé des échantillons massifs de 10 mm de diamètre et de 2 mm d'épaisseur. Les échantillons analysés ont été prélevés à chaque fois, entre deux éprouvettes usinées.

Le tableau II-1 présente les résultats des analyses chimiques pour chacun des trois alliages FeCS, FeCAIN et FeCAINS.

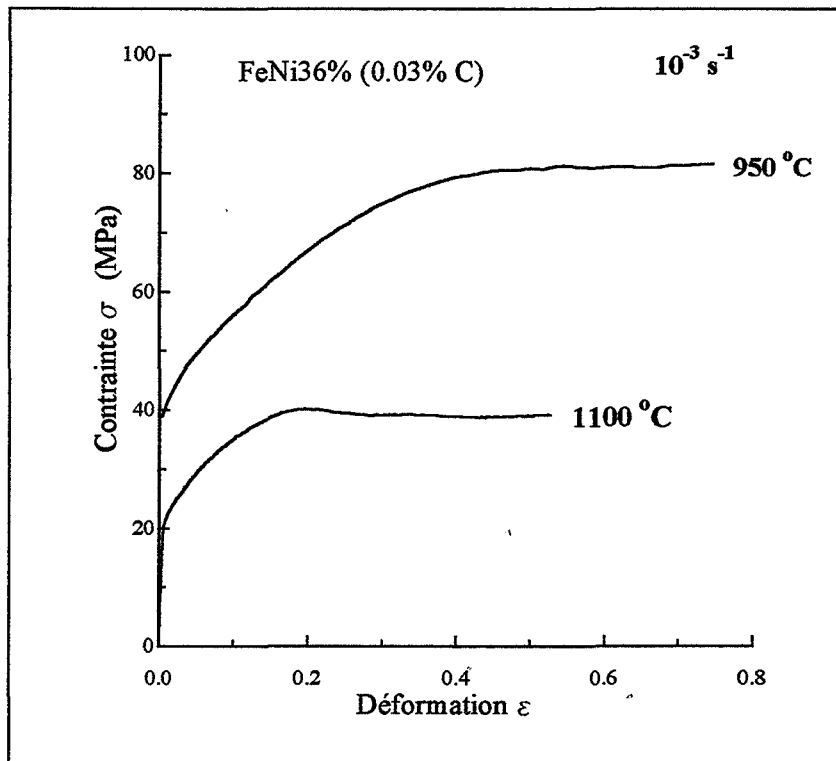


Figure II-4: Exemple de courbes contrainte-déformation obtenue par compression à chaud d'un acier Fer-Nickel 36%.

II-2-4 Métallographie.

Les observations des microstructures des alliages, avant et après déformation, trempés à partir de la température de déformation (correspondant au domaine austénitique) n'ont pas abouti à des résultats. D'une part, l'existence de la transformation allotropique et d'autre part, la pureté des nos alliages rendent difficile la mise en évidence de l'ancien joint austénitique. Le réactif à base d'acide oxalique utilisé par TACIKOWSKI pour mettre en évidence la ségrégation du soufre aux joints austénitiques n'est pas opérationnel dans les cas des alliages contenant des faibles teneurs en soufre (30 ppm). Ceci a également été constaté par Yi (1989) concernant les aciers micro-alliés contenant les mêmes quantités de soufre. De plus, ce réactif ne peut pas être utilisé pour la nuance FeCAIN.

Des essais préliminaires ont été effectués sur un fer pur avec 36% de nickel. Cette étude avait pour but de mettre en évidence le phénomène de la recristallisation dynamique par examen au microscope des microstructures déformées. Cet alliage étudié dans notre laboratoire a l'avantage de présenter une structure austénitique à toutes les températures. En revanche, l'allure des courbes contrainte-déformation obtenues par compression à chaud (figure II-4) et l'analyse de la microstructure trempée après déformation ont montré que pour cet acier, la recristallisation dynamique qui se produit au cours de la déformation à chaud n'est pas assez importante. Nous n'avons pas pu clairement mettre en évidence le changement de la structure par progression de la recristallisation dynamique, même lorsque la température est assez élevée ($T \geq 1100 \text{ }^\circ\text{C}$) et que la vitesse de déformation est faible (de l'ordre de 10^{-3} s^{-1}).

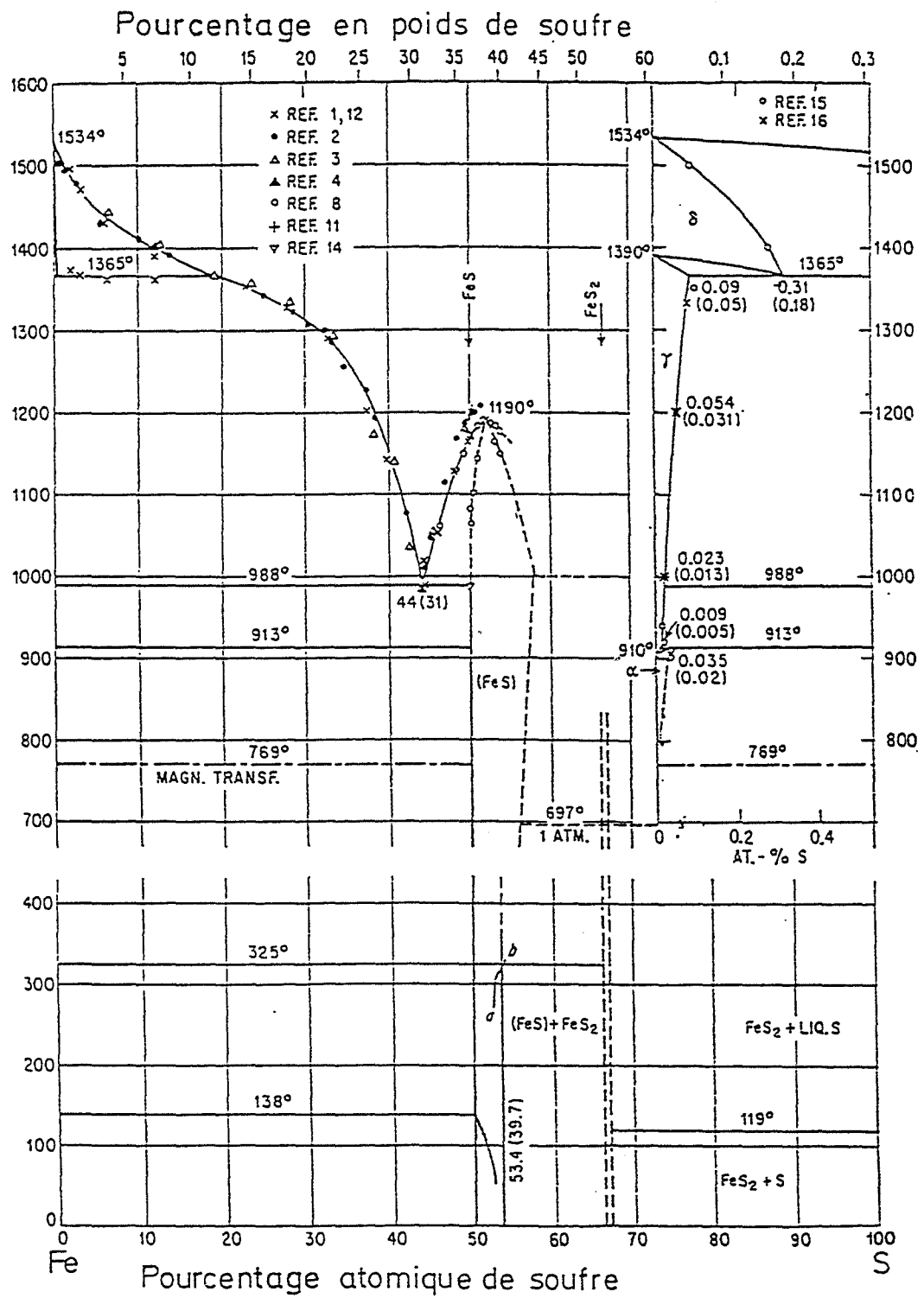


Figure II-5: Diagramme Fe-S.

II-3 Rôle des éléments d'alliage (résultats bibliographiques).

- Rôle du soufre.

Dans les aciers, le soufre a une très faible solubilité aussi bien dans la phase austénitique que dans la phase ferritique ce qui favorise la formation de précipités de soufre. Dans la littérature, de nombreux travaux consacrés à l'influence du soufre sur la ductilité à chaud, ont montré que cet élément joue un rôle important dans l'affaiblissement des joints de grains. Le soufre agirait par :

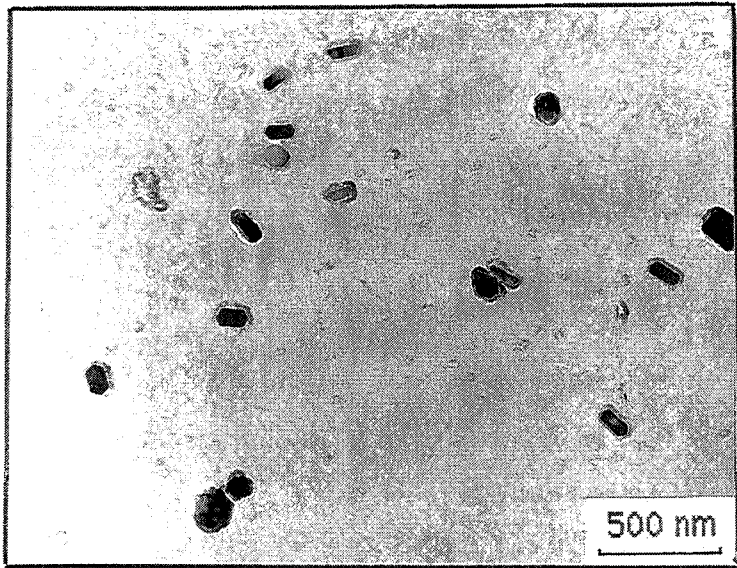
- la formation d'un film liquide aux joints par le sulfure de fer FeS ou l'eutectique Fe-FeS dont les températures de fusion sont relativement basses respectivement 1190°C et 988 °C (voir diagramme Fe-S figure II-5).
- la précipitation intergranulaire de sulfures simples du type FeS, MnS, mixtes (Fe,Mn)S ou oxysulfures (Fe,Mn)(S,O).
- la ségrégation intergranulaire.

Dans les alliages de fer pur (contenant environ 200 ppm de carbone), la présence du soufre avec des teneurs de 5 à 100 ppm, n'aurait aucun effet sur le processus de recristallisation dynamique (TACIKOWSKI (1986)).

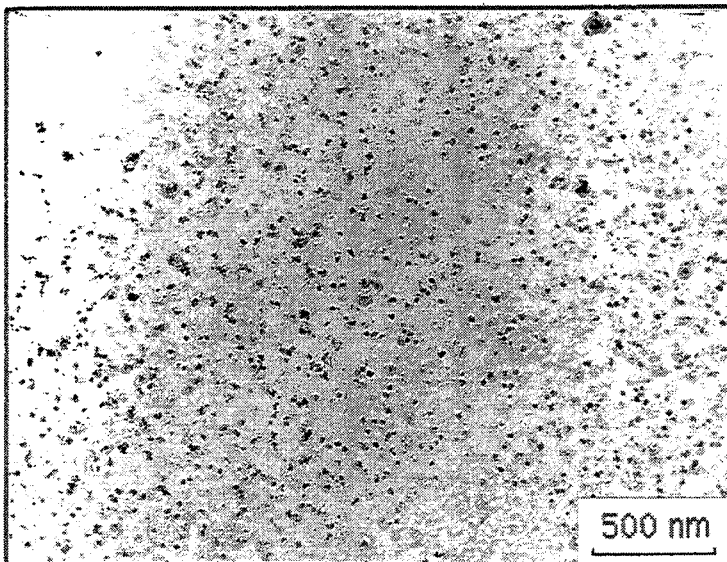
- Rôle des précipités d'AIN.

Les précipités d'AIN provoquent plusieurs effets :

- amorçage des cavités aux joints de grains;
- inhibition de la migration des joints;
- retard et ralentissement de la recristallisation dynamique;
- durcissement de l'acier.



(a)



(b)

Figure II-6: Précipités d'AlN dans la matrice (traitement TT2): (a) acier FeCAIN; (b) acier FeCAINS. D'après TACIKOWSKI (1986).

Tous ces effets dépendent naturellement de la taille, de la morphologie, de la distribution et de la quantité des précipités.

En ce qui concerne les alliages étudiés et contenant l'aluminium et l'azote, les conclusions suivantes ont été faites:

- (i)- Le traitement utilisé (cf. paragraphe II-2-2) permettrait d'obtenir une précipitation maximale d'AIN.
- (ii)- Le début de la dissolution d'AIN commencerait à 850 °C et la dissolution complète se situerait au voisinage de 1200 °C.
- (iii)- Les précipités d'AIN grossissent avec l'augmentation de la température.

- Présence simultanée du soufre et d'AIN.

L'ajout du soufre même pour des teneurs de 30 ppm dans un alliage contenant de l'aluminium et de l'azote, agirait sur le mode de précipitation des nitrures d'aluminium. L'interface précipité-matrice constituerait des sites privilégiés à la ségrégation du soufre.

TACIKOWSKI a montré qu'une augmentation de la teneur en soufre entraîne une grande dispersion des précipités d'AIN. Dans la nuance FeCAINS (30 ppm de soufre), les précipités d'AIN sont plus dispersés et ont une taille d'environ 20 nm (figure II-6), alors que dans la nuance FeCAIN, la taille des précipités est de l'ordre de 200 nm.

II-4 L'essai de compression à chaud

Si l'essai de traction à chaud est souvent utilisé pour étudier la ductilité et le mode de rupture des matériaux, il n'est pas en revanche adapté à l'étude de leur comportement rhéologique. Le phénomène de striction qui apparaît au cours de l'essai limite la déformation et rend parfois difficile l'interprétation du test. En effet, par la présence de ce phénomène, les valeurs de certains paramètres rhéologiques sont affectées (tels que le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation ou la contrainte du régime stationnaire caractérisant la présence de phénomènes d'adoucissement pendant la déformation).

Par ailleurs, bien que l'essai de torsion à chaud permette d'atteindre des déformations assez importantes, il présente l'inconvénient d'avoir des gradients de déformation et de vitesse de déformation entre le coeur et la périphérie de l'échantillon.

Ceci dit, la déformation par compression à chaud semble la mieux adaptée pour l'étude rhéologique. En améliorant les conditions de lubrification à l'interface échantillon-tas de presse, on peut réaliser des déformations dans l'échantillon avec un faible frottement.

Le dispositif de compression à chaud que nous avons utilisé pour effectuer nos essais a été conçu et réalisé à l'Ecole des Mines de Saint-Etienne, dans le cadre de la thèse de DAJNO (1991). Il permet de tremper l'échantillon en fin d'essai et d'atteindre des déformations de l'ordre de $\varepsilon = 0.7$ avec un frottement très faible.

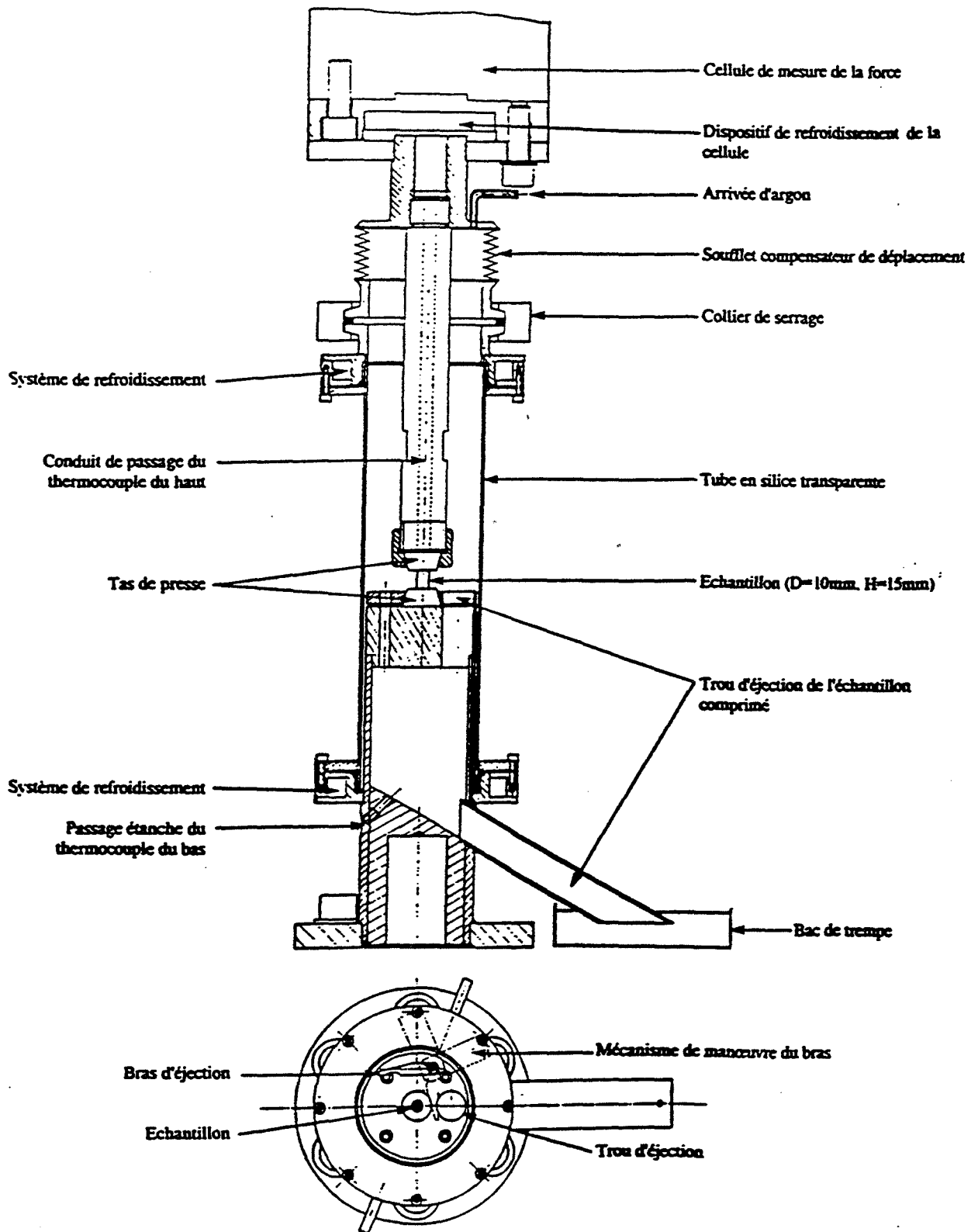


Figure II-7: Schéma du dispositif de compression.

II-4-1 Description du dispositif de compression à chaud.

Les principales caractéristiques de ce dispositif représenté sur la figure II-7 sont les suivantes:

- ◆ Les échantillons sont cylindriques avec un diamètre $\Phi=10$ mm et une hauteur initiale $H_0=15$ mm. (le choix des échantillons a été fait en respectant la norme ASTM E 209-65).
- ◆ Le lubrifiant est un aérosol à base de nitrure de bore dans un solvant (PVBN), d'autres lubrifiants notamment à base de graphite assurent une meilleure lubrification, mais ne peuvent être utilisés dans le cas de nos alliages très purs à faible quantité de carbone. A haute température, le problème de diffusion du carbone qui pourrait avoir lieu entre l'échantillon et le lubrifiant, risque d'influencer le comportement du métal.
- ◆ Le chauffage est réalisé par un système à infrarouge à l'aide d'un four à image.
- ◆ Les essais sont effectués sous atmosphère d'argon.
- ◆ Une circulation d'eau assure le refroidissement continu des organes du dispositif, en particulier celui de la cellule de mesure de la force afin d'éviter toute dérive des mesures.
- ◆ Les essais sont par contre effectués à vitesse de traverse constante, vu la conception de la machine (INSTRON modèle 1186 électromécanique), il n'est pas possible de réaliser des essais à vitesse de déformation constante.
- ◆ L'ensemble des parties soumises à haute température est réalisé en acier inoxydable de type Cr-Ni 25/20. Quant aux deux tas de presse, ils sont en alliage de molybdène TZM dont la composition nominale est : 0,5%Ti, 0,1%Zn, 0,01%C, Mo complément. Les tas sont percés

en leur centre jusqu'à 0,5 mm pour recevoir un thermocouple de type K (Chromel-Alumel).

- ◆ La régulation de la température est assurée par le thermocouple du tas supérieur. En raison de la différence de masse à chauffer de part et d'autre de l'échantillon, on observe lors du chauffage une différence de température entre les deux thermocouples de l'ordre de 50 °C. Le palier isotherme avant essai permet d'effectuer un maintien de 10 à 15 mn au bout duquel la température redevient homogène (écart inférieur à deux degrés).

II-4-2 Déroulement des essais

L'essai de compression est piloté par un programme informatique. ce dernier permet:

- ◆ La régulation de la position de la traverse au cours de la montée en température de manière à ce que l'échantillon ne soit pas déformé prématurément pendant l'opération de chauffage. La force est constamment mesurée, lorsque celle-ci dépasse un certain seuil, la traverse remonte jusqu'à ce que la force redevienne nulle. De cette façon, l'échantillon reste en contact continu avec les deux tas pour permettre une meilleure régulation de la température.
- ◆ L'acquisition des grandeurs force, déformation et temps.
- ◆ La visualisation de courbe (Force, temps ou déformation) pendant l'essai.

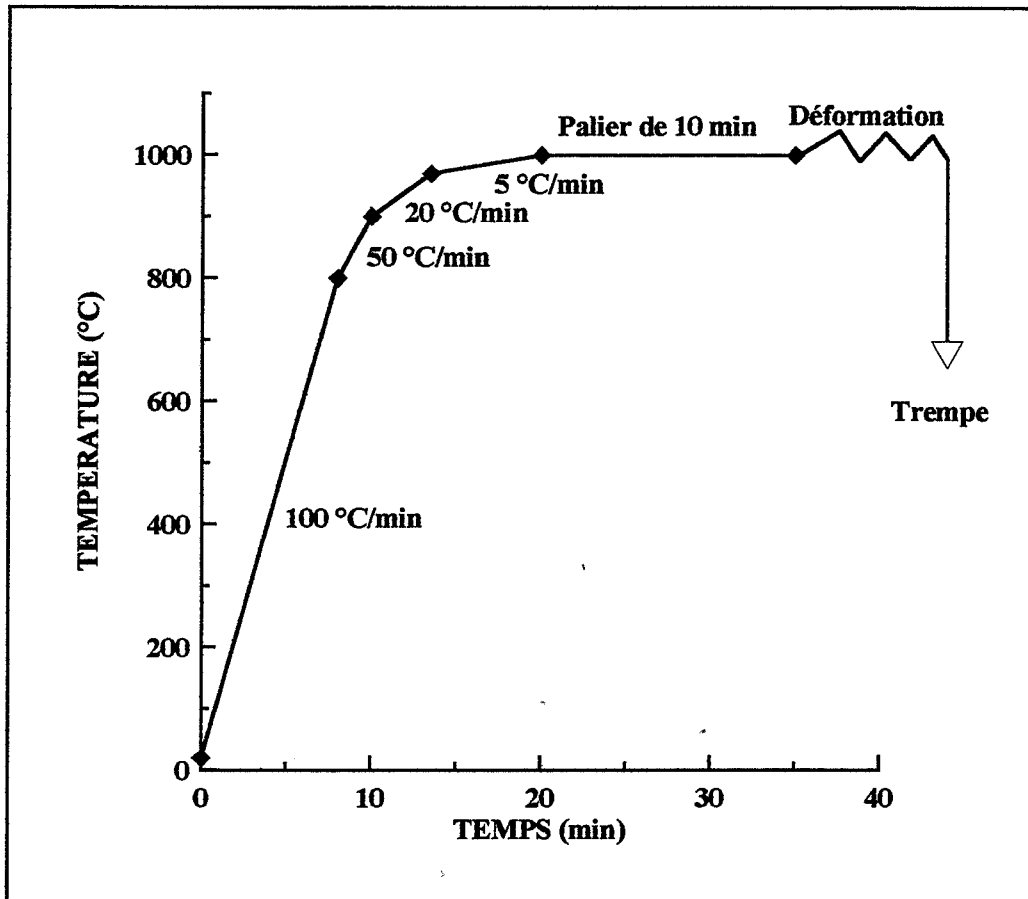


Figure II-8: Schéma du cycle thermomécanique effectué pour les essais de compression réalisés sur les alliages FeCS, FeCAIN et FeCAINS.

II-4-3 Les essais réalisés

Les essais ont été effectués à partir de la température de 950 °C, pour être certain de réaliser des déformations dans le domaine austénitique. La température maximale est limitée à 1100 °C.

Le domaine de vitesses de déformation étudié est de 10^{-3} à 10^{-1} s⁻¹. Il est le même pour tous les alliages.

Le cycle thermo-mécanique utilisé pour tous les essais est représenté sur la figure II-8.

Les déformations atteintes sont de l'ordre de $\varepsilon=0,7$. Au delà de cette valeur, on s'est aperçu que la lubrification entre l'échantillon et les tas n'est plus assurée, la surface de contact échantillon-tas devient plus importante et se compose d'une couronne extérieure ne contenant plus de lubrifiant.

II-4-4 Détermination du coefficient de frottement.

Afin d'obtenir des déformations quasi-homogènes par compression (éprouvettes ne présentant pas de bombé après déformation), il est nécessaire de minimiser le frottement entre les deux tas de presse et l'éprouvette. Ainsi la méthode proposée par MALE et COCKROFT (1964) a été utilisée pour déterminer le coefficient de frottement.

Cette méthode basée sur des mesures **purement géométriques**, consiste à comprimer des anneaux de même nature que les alliages étudiés en appliquant la même gamme de températures et de vitesses de déformation. A partir de la mesure de la variation du diamètre intérieur $\Delta D_i/D_i$ d'un anneau déformé, un abaque permet de déterminer le coefficient de frottement μ correspondant (figure II-9). Le critère de TRESCA permet d'accéder au coefficient de frottement \bar{m} ($\bar{m} = \sqrt{3} \mu$).

Température °C	Déformation %	Vitesse $\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	Lubrifiant	\bar{m}
950	20	2×10^{-3}	PVBN	0,15
	50	2×10^{-3}		0,144
	20	2×10^{-1}		0,153
	50	2×10^{-1}		0,157
1000	20	2×10^{-3}	PVBN	0,155
	50	2×10^{-3}		0,143
	20	2×10^{-1}		0,134
	50	2×10^{-1}		0,161
1050	50	2×10^{-1}	PVBN	0,166
1100	50	2×10^{-1}	PVBN	0,174

Tableau II-2: Valeurs du coefficient de frottement \bar{m} déterminées par compression d'anneaux lubrifiés par du PVBN

La géométrie des anneaux qui ont été utilisés pour déterminer le coefficient de frottement, est homothétique à celle qui a servi à l'établissement de l'abaque. Les dimensions de ces anneaux sont les suivantes:

diamètre extérieur : 15 mm

diamètre intérieur : 7,5 mm

épaisseur : 5 mm

Le Tableau II-2 représente les valeurs de \bar{m} obtenues pour différentes températures et pour différentes vitesses de déformation. Etant donné la très faible variation de ce coefficient avec la température et avec la vitesse de déformation, on peut retenir la valeur moyenne de $\bar{m} = 0.15$.

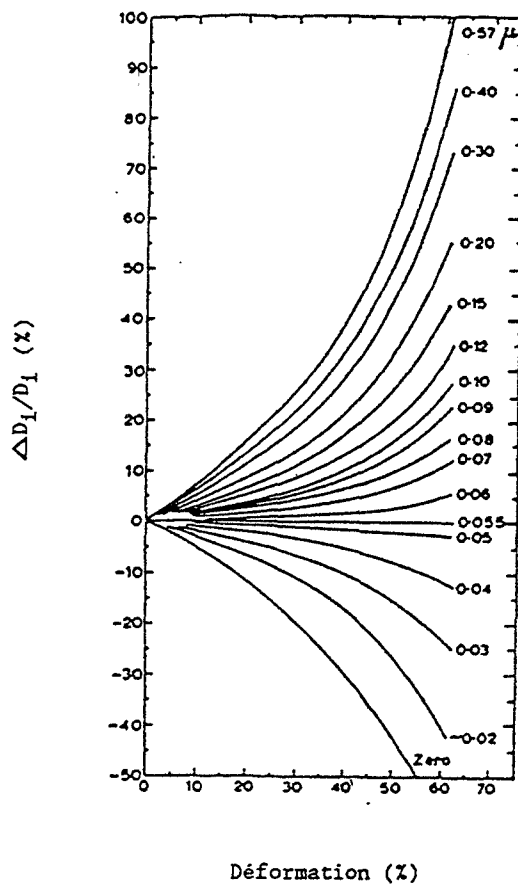


Figure II-9: Abaque de dépouillement du test de l'anneau (MALE et COCKROFT, (1964)).

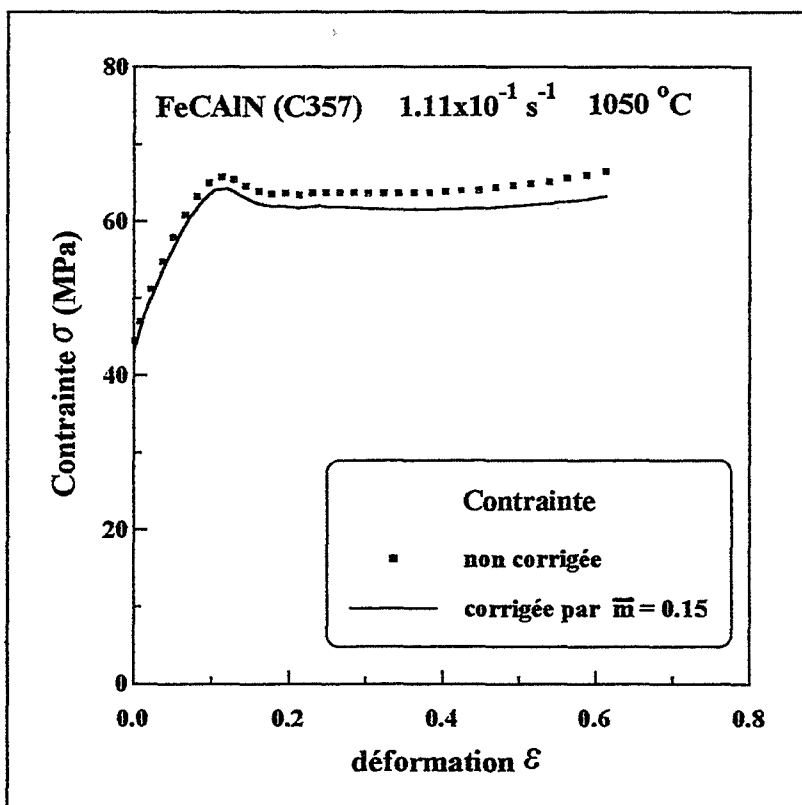


Figure II-10: Exemple de courbe contrainte-déformation obtenue après correction du frottement par la relation de CHEN et COYNE (1976).

II-4-5 Détermination des courbes Contrainte-déformation.

A partir des valeurs de la force F et de la contraction $e = (H_0 - H)/H_0$ relative mesurées (où H_0 est la hauteur initiale de l'échantillon et H est la hauteur à l'instant t), on détermine la déformation rationnelle ε , la contrainte vraie σ_{nc} et la contrainte vraie σ_{cf} corrigée du frottement par le coefficient \bar{m} de la manière suivante:

$$\varepsilon = \text{Ln} \left(\frac{H_0}{H} \right)$$

$$\sigma_{nc} = \frac{F}{S_0} \frac{H}{H_0} = \sigma_n (1 - e)$$

où S_0 est la section initiale de l'éprouvette et σ_n est la contrainte nominale.

La correction du frottement de la contrainte d'écoulement s'effectue par la relation proposée par CHEN et COYNE (1976) de la façon suivante:

$$\sigma_{cf} = \sigma_{nc} \left(1 + \frac{\bar{m}}{3\sqrt{3}} \frac{D_0 H_0^{1/2}}{H^{3/2}} \right)^{-1}$$

En tenant compte de la conservation de volume ($D^2 H = D_0^2 H_0$), on obtient finalement:

$$\sigma_{cf} = \sigma_{nc} \left(1 + \frac{\bar{m}}{3\sqrt{3}} \frac{D_0}{H_0 (1 - e)^{3/2}} \right)^{-1}$$

La valeur de $\bar{m} = 0.15$ apporte une correction de la contrainte de 2.5% au maximum de la contrainte (pour 10 % environ de déformation relative) et de 5% pour une déformation relative de 50% (figure II-10).

Pour effectuer ce traitement des courbes, un logiciel a été mis au point en collaboration avec B. BAYLE (Ecole des Mines Saint-Etienne, 1993).

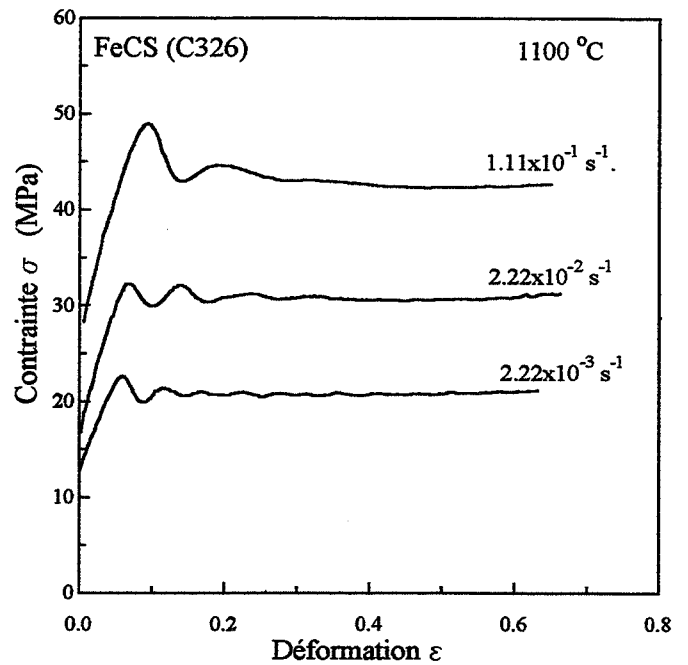
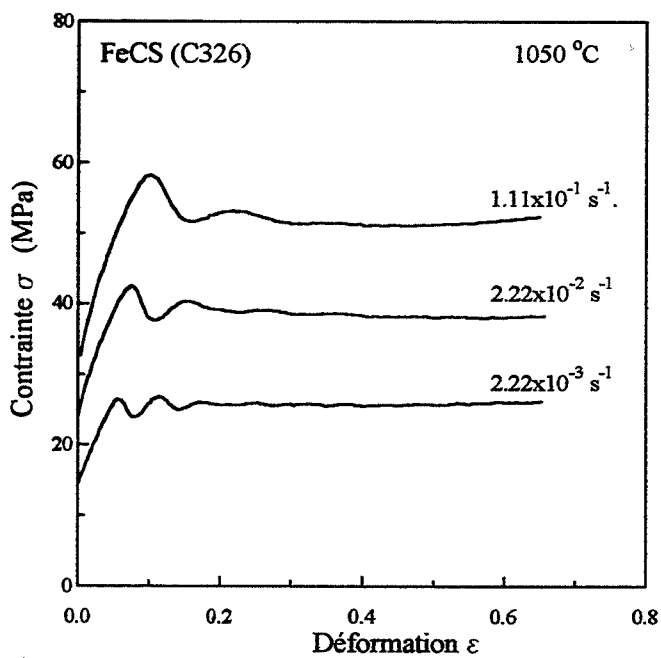
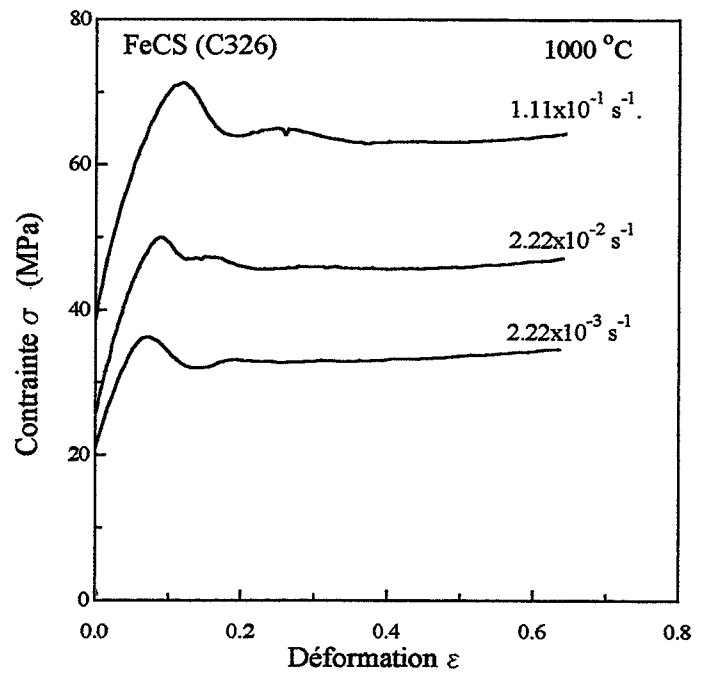
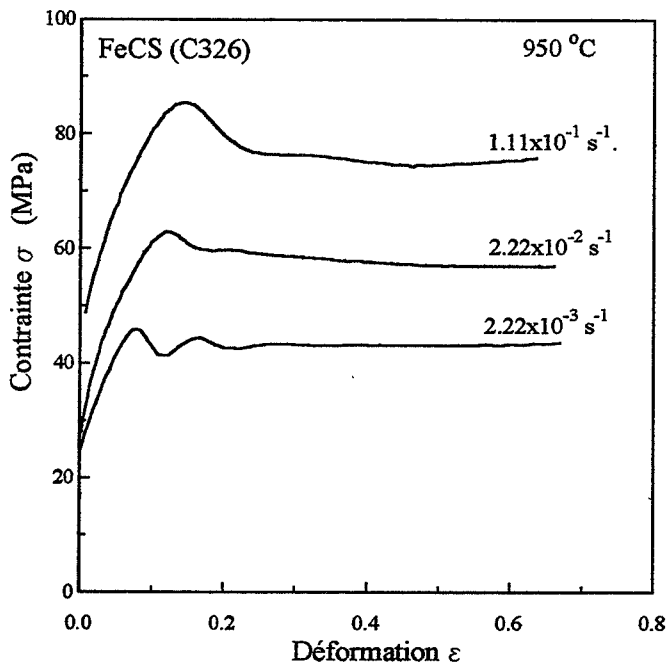


Figure II-11: Exemples de courbes contrainte-déformation obtenues par compression à chaud de l'alliage FeCS et pour différentes vitesses de déformation.

II-5 Analyse des courbes contrainte-déformation.

II-5-1 Comportement général.

- Alliage FeCS.

Comme le montre la figure II-11, l'allure des courbes contrainte-déformation obtenues par compression à chaud de l'alliage FeCS, pour la gamme choisie de température et de vitesse de déformation, indique clairement la présence de processus d'adoucissement par recristallisation dynamique au cours de la déformation. En effet, après un premier stade d'écroutissage, la contrainte passe par un pic bien marqué, ensuite le matériau présente un écoulement stationnaire qui correspond à un état d'équilibre entre l'écroutissage et l'adoucissement.

On peut noter que la recristallisation dynamique intervient au cours de la déformation de cet alliage, quelle que soit la température ou la vitesse de déformation comprises dans les gammes choisies.

Seul le comportement obtenu à la température de 950 °C et à la vitesse 10^{-1} s^{-1} présente une recristallisation dynamique à simple pic. Par ailleurs, on peut observer que pour toutes les autres valeurs de température et de vitesse de déformation, des ondulations apparaissent sur les courbes contrainte-déformation après le premier pic de contrainte. Ces ondulations correspondent à des cycles d'écroutissage et d'adoucissement qui caractérisent la présence de la recristallisation dynamique cyclique (pics multiples).

⇒ En résumé, pour cet alliage, on constate que:

- Les premiers pics de contrainte apparaissent aux faibles déformations ($\varepsilon \leq 0,1$).

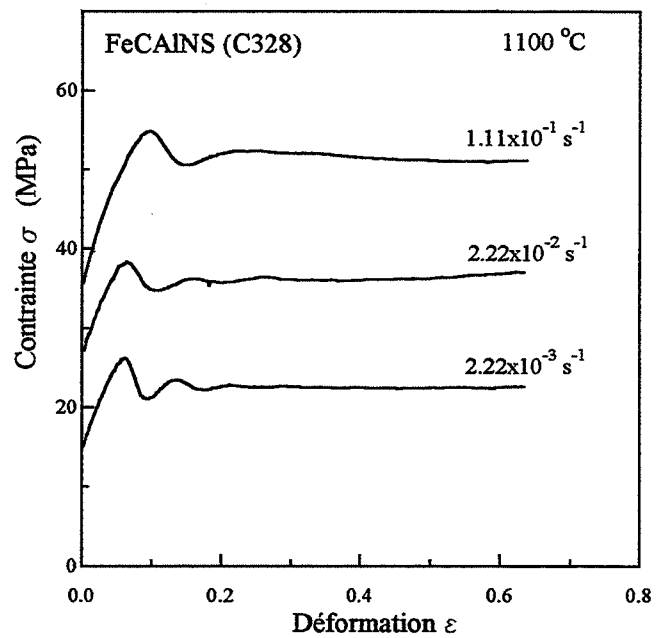
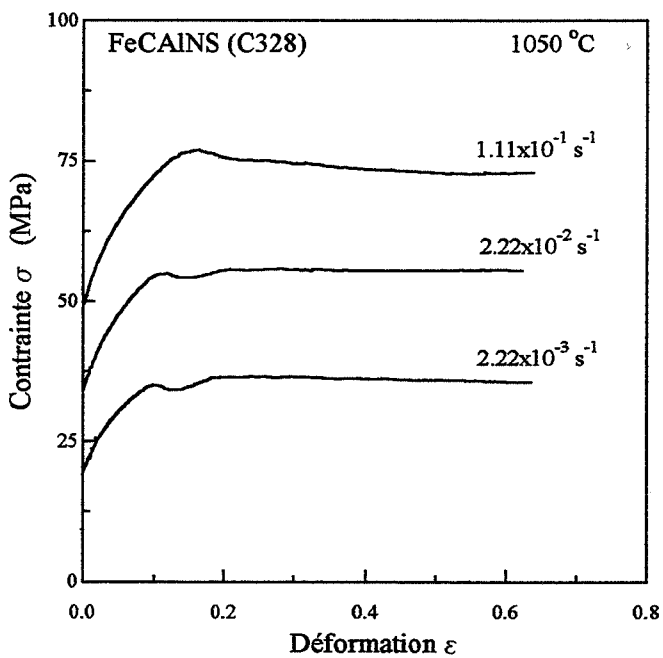
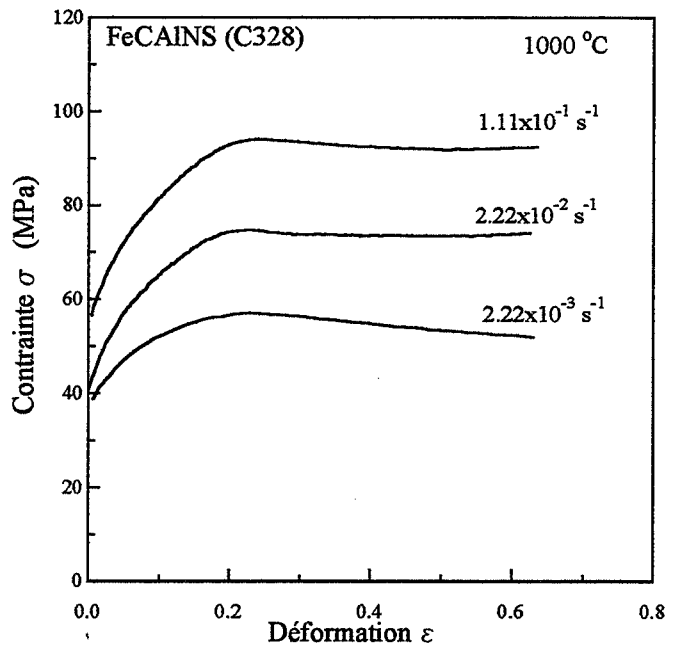
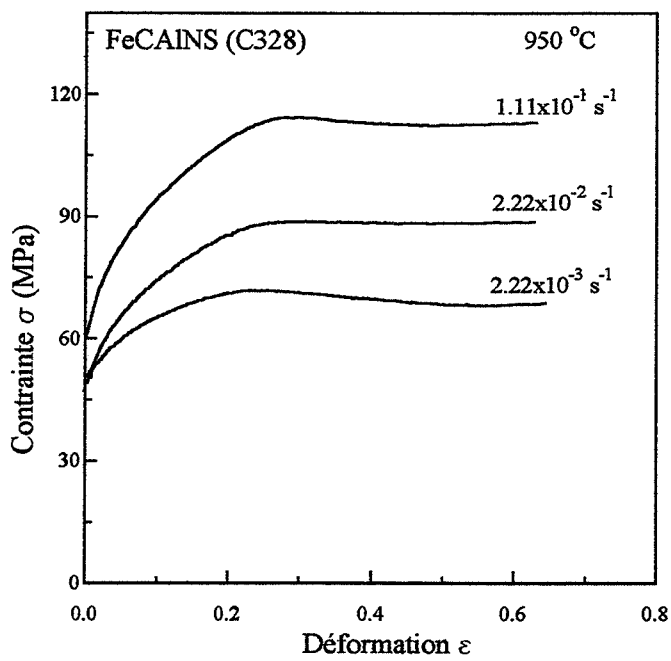


Figure II-12: Exemples de courbes contrainte-déformation obtenues par compression à chaud de l'alliage FeCAINS et pour différentes vitesses de déformation.

- La recristallisation dynamique est déjà présente dès les premiers stades de la déformation.
- Les courbes contrainte-déformation indiquent une forte présence de la recristallisation dynamique cyclique.
- La dépendance de la contrainte d'écoulement vis à vis de la vitesse de déformation et de la température est de type classique (lorsque T augmente ou $\dot{\varepsilon}$ diminue, σ décroît).

- Alliage FeCAINS.

La figure II-12, présente le comportement obtenu par compression à chaud pour la nuance FeCAINS. Au vu des courbes contrainte-déformation, on peut noter que la contrainte d'écoulement de l'alliage FeCAINS reste nettement supérieure à celle observée pour l'acier FeCS. Comme on pourrait s'y attendre, ce durcissement est dû à la présence de précipités d'AIN.

Par ailleurs, l'allure des courbes contrainte-déformation indique également que les précipités d'AIN retardent et ralentissent la recristallisation dynamique pendant la déformation. En effet, par comparaison à la nuance FeCS, les pics de contrainte ne sont pas bien marqués notamment pour les faibles températures (comprises entre 950 °C et 1000 °C). En première approximation, pour ce domaine de températures, on peut considérer que l'allure des courbes σ - ε correspond à la présence prédominante de l'adoucissement par restauration dynamique. Toutefois, lorsqu'on augmente la température (on favorise la dissolution des précipités), la recristallisation dynamique s'active et devient prépondérante à partir de 1050°C.

Par ailleurs, aux températures de 950 °C et 1000 °C et à la vitesse de 10^{-1} s^{-1} , on observe une décroissance de la contrainte d'écoulement à partir de la déformation $\varepsilon=0,2$. En ce qui concerne l'état des éprouvettes, celles-ci présentent, en fin de déformation, un nombre assez important de

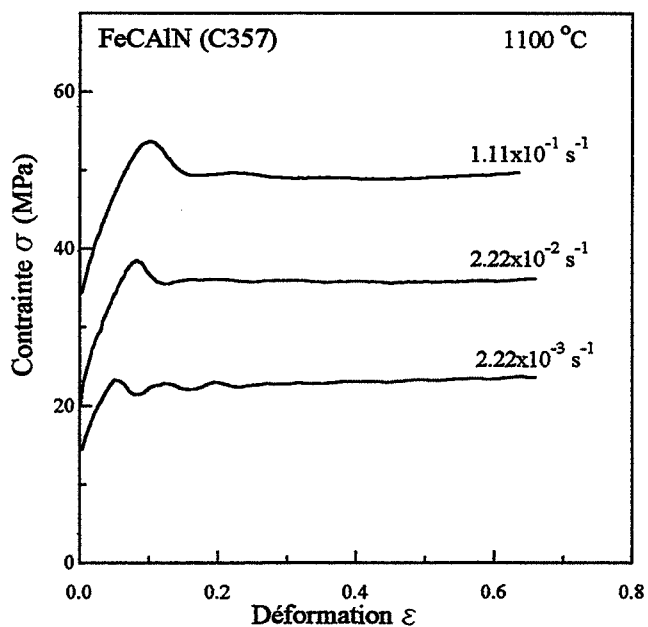
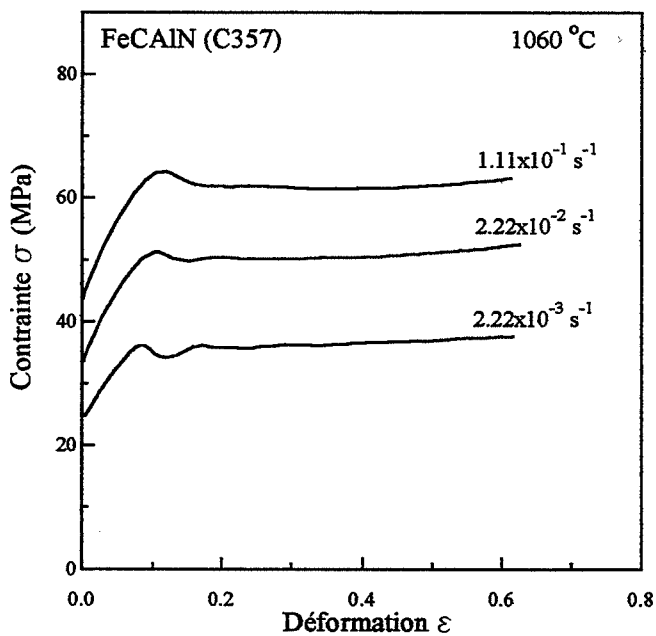
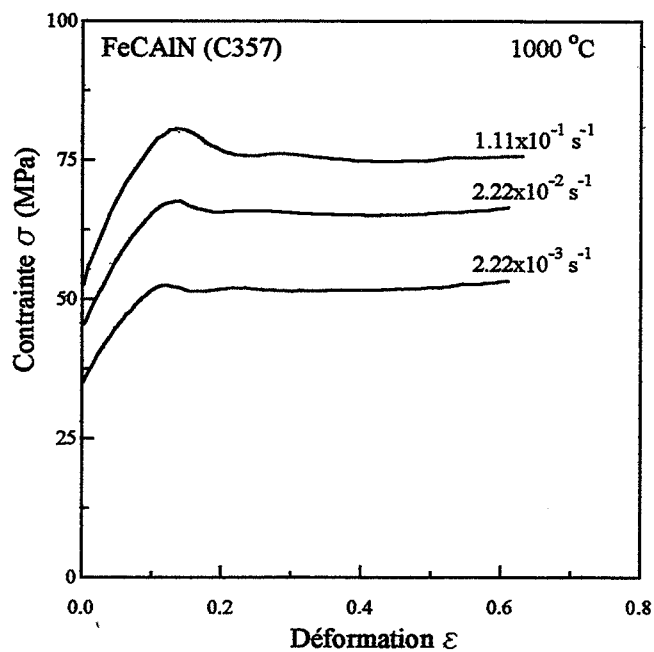
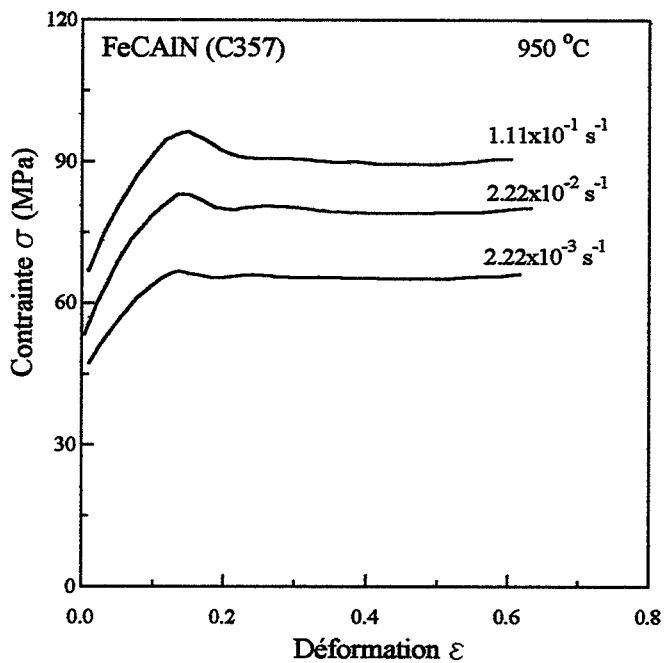


Figure II-13: Exemples de courbes contrainte-déformation obtenues par compression à chaud de l'alliage FeCAIN et pour différentes vitesses de déformation.

fissures. Cet endommagement est dû à l'action conjointe des précipités d'AIN et du soufre qui fragilisent les joints des grains (cf. chapitre I),

⇒ **D'une manière générale, pour cet alliage contenant du soufre, on remarque que la présence des précipités d'AIN a pour effet:**

- de durcir l'acier
- de ralentir et de retarder de la recristallisation.
- de provoquer une perte de ductilité de l'alliage aux faibles températures et aux faibles vitesses de déformation.

- Alliage FeCAIN.

Les courbes σ - ε de compression obtenues pour l'alliage FeCAIN sont présentées sur la figure II-13. Les pics de contraintes observés sur ces courbes indiquent que le processus d'adoucissement activé pendant la déformation est la recristallisation dynamique. On peut voir que cette dernière s'est souvent présentée sous la forme de simple pic.

Là encore, par rapport à l'alliage FeCS, on observe un durcissement de l'acier dû à la présence des précipités d'AIN. Toutefois, par comparaison à l'alliage FeCAINS, le durcissement provoqué par les précipités d'AIN dans l'acier FeCAIN est moins important et le ralentissement et le retard de la recristallisation dynamique sont plus modérés.

Ces observations rejoignent les conclusions faites par Tacikowski concernant l'influence du soufre sur la dispersion et la taille des précipités d'AIN dans ces alliages (cf. paragraphe II-4.).

⇒ En résumé, pour cette nuance d'alliage, on peut déjà mentionner les points caractéristiques suivants:

- Par comparaison au FeCS, on observe un durcissement de l'alliage FeCAIN dû à la présence des précipités d'AIN.
- Le ralentissement et le retard de la recristallisation dynamique provoqués par les précipités d'AIN apparaissent moins importants que dans le cas de l'alliage FeCAINS (la taille et la dispersion d'AIN sont en partie contrôlées par le soufre).
- La vitesse de déformation semble avoir très peu d'influence sur l'allure des courbes et sur la cinétique de la recristallisation dynamique pour des températures comprises entre 950 °C et 1000 °C.

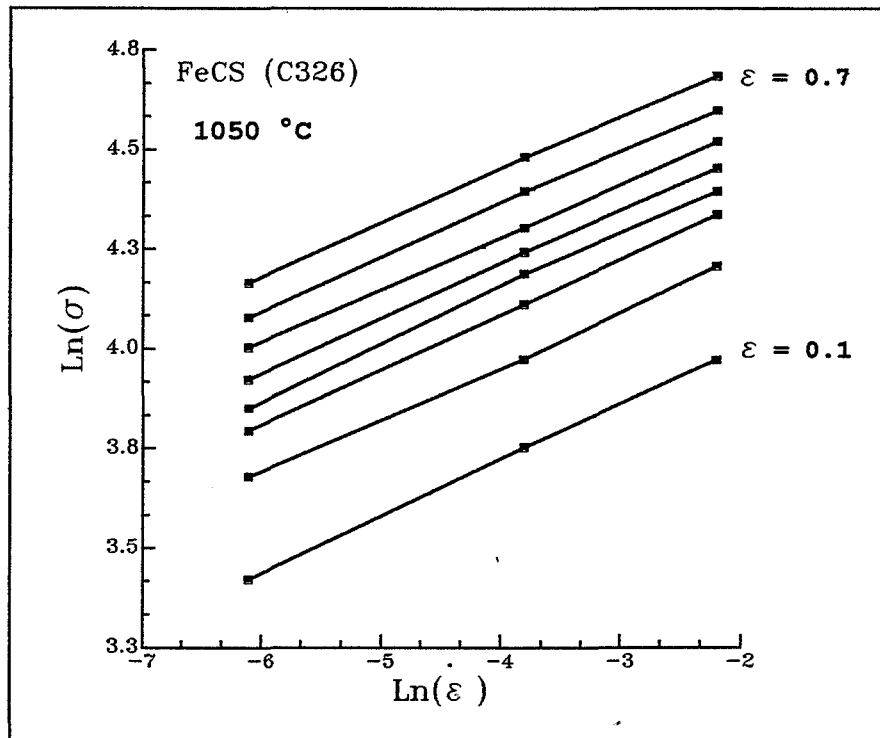


Figure II-14: Variation du coefficient de sensibilité à la vitesse en fonction de la vitesse de déformation. Cas de l'alliage FeCS.

II-5-2 Etude de la sensibilité à la vitesse de déformation.

- Effet de la vitesse sur l'alliage FeCS.

La figure II-11 représente l'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement. On peut noter l'allure commune des courbes contrainte-déformation pour chaque température et l'accélération de la recristallisation dynamique par diminution de la vitesse de déformation.

La sensibilité du matériau à la vitesse de déformation peut être caractérisée par le paramètre m qui représente la pente instantanée de la courbe $\text{Ln}\sigma - \text{Ln}\dot{\varepsilon}$ pour une température donnée et une déformation donnée.

$$m = \frac{\partial \text{Ln}\sigma}{\partial \text{Ln}\dot{\varepsilon}} \Big|_{\varepsilon, T}$$

Le coefficient m de sensibilité à la vitesse de déformation a été calculé tout d'abord en traçant l'évolution de $\text{Ln}\sigma$ en fonction de $\text{Ln}\dot{\varepsilon}$ pour des valeurs données de la température et de la déformation. Comme le montre la figure II-14, on constate que le paramètre m ne varie presque pas avec la vitesse de déformation. On a pu vérifier pour les trois alliages étudiés que les courbes $\text{Ln}\sigma - \text{Ln}\dot{\varepsilon}$ obtenues pour ε donnée sont en général des droites dont la pente correspond à la valeur de m .

En ce qui concerne l'alliage FeCS, sur la figure II-15, on a représenté l'évolution du paramètre m en fonction de la déformation pour les quatre températures utilisées. On constate que pour des déformations inférieures à $\varepsilon = 0,3$ (valeur correspondant en première approximation au début des régimes d'écoulement stationnaires pour les quatre températures), les courbes $m = f(\varepsilon)$ présentent des fluctuations qui sont dues aux pics de recristallisation dynamique observés sur les courbes contrainte-déformation. Toutefois, à l'état du régime stationnaire ($\varepsilon \geq 0,3$) les valeurs de $m(T)$ se stabilisent vers une valeur moyenne pour chaque température.

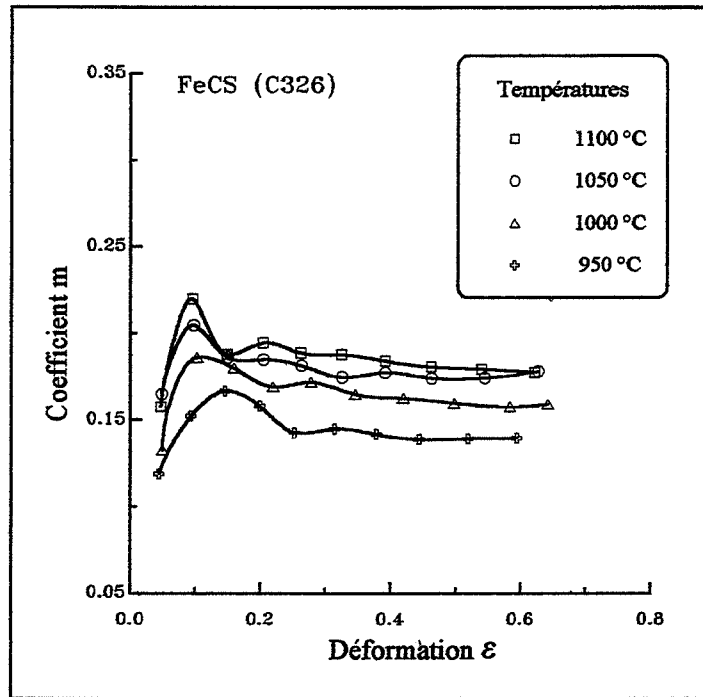


Figure II-15: Evolution du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la déformation pour l'alliage FeCS.

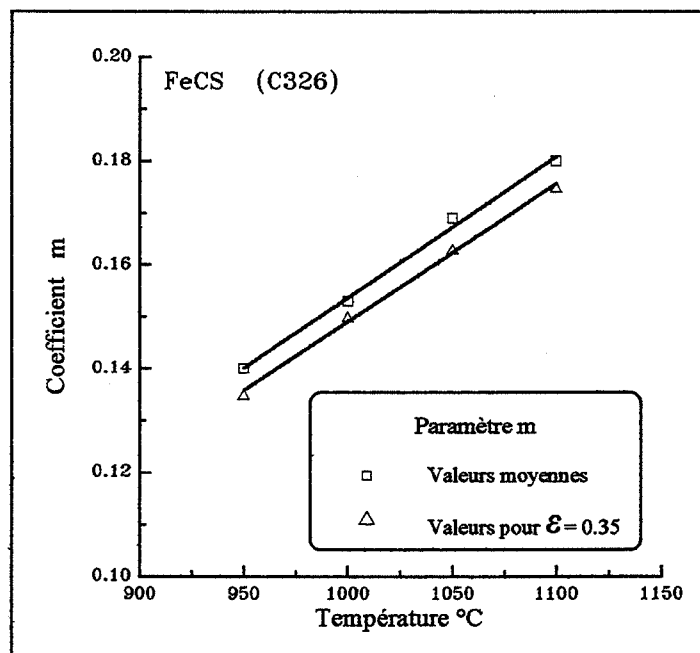


Figure II-16: Evolution du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la température pour l'alliage FeCS.

Pour l'alliage FeCS, le coefficient m prend la valeur 0,135 à 950 °C et 0.175 à 1100 °C. Pour un acier doux, d'autres auteurs (Adda et al. (1979)) ont trouvé la valeur de 0.11 à 900 °C et la valeur de 0.18 à 1200 °C .

Si on s'intéresse à la variation du paramètre m avec la température en se plaçant aux régimes d'écoulement stationnaires ($\varepsilon \geq 0,3$), La figure II-16 illustre une évolution linéaire du coefficient m avec la température dans le cas de l'alliage FeCS, entre 950 °C et 1100 °C.

le tableau II-3 donne les valeurs moyennes du paramètre m obtenues pour les quatre températures utilisées.

- Effet de la vitesse sur la nuance FeCAINS.

L'influence de la vitesse de déformation sur le comportement de l'alliage FeCAINS est représentée sur figure II-12. Globalement, bien que le niveau de contrainte soit sensible à la vitesse de déformation pour des températures comprises entre 950 °C et 1000 °C, l'allure des courbes contrainte-déformation est très peu sensible à la variation de la vitesse de déformation. A ces deux températures, l'allure des courbes σ - ε correspond à la présence du même type d'adoucissement par restauration dynamique.

Si on considère l'évolution du coefficient m avec la déformation, la figure II-17 montre particulièrement une augmentation de m avec la déformation pour les deux températures de 950 °C et de 1000 °C. En réalité, cette croissance de m avec la déformation a pour origine la perte de ductilité du matériau qui apparaît dans ce domaine de températures et pour des vitesses de déformation de l'ordre de 10^{-3} s^{-1} . Nous avons déjà signalé auparavant que ce manque de ductilité se manifestait sur les courbes contrainte-déformation par une décroissance de la contrainte d'écoulement (figure II-12). Toutefois, avec l'augmentation de la température ($T \geq 1050 \text{ °C}$), la ductilité du matériau s'améliore et le paramètre m suit, en fonction de la

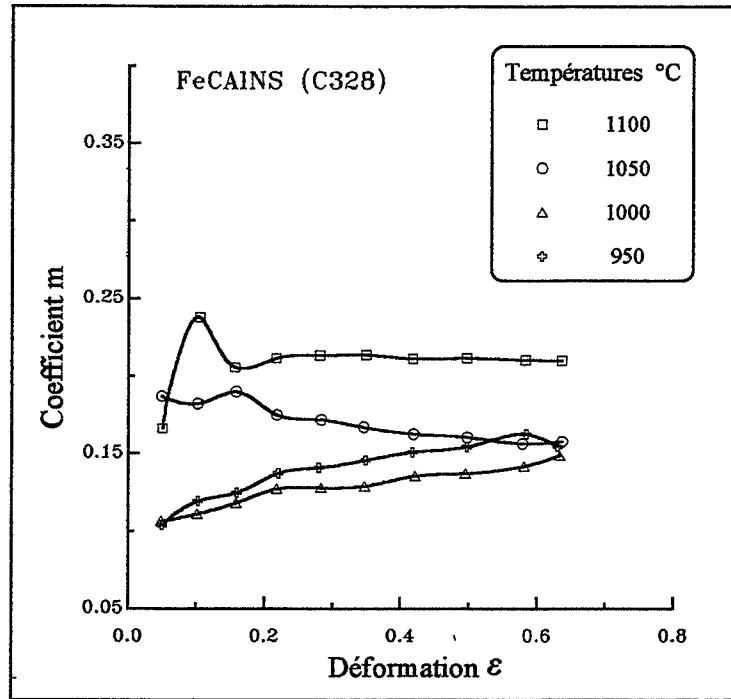


Figure II-17: Evolution du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la déformation, cas de l'alliage FeCAINS.

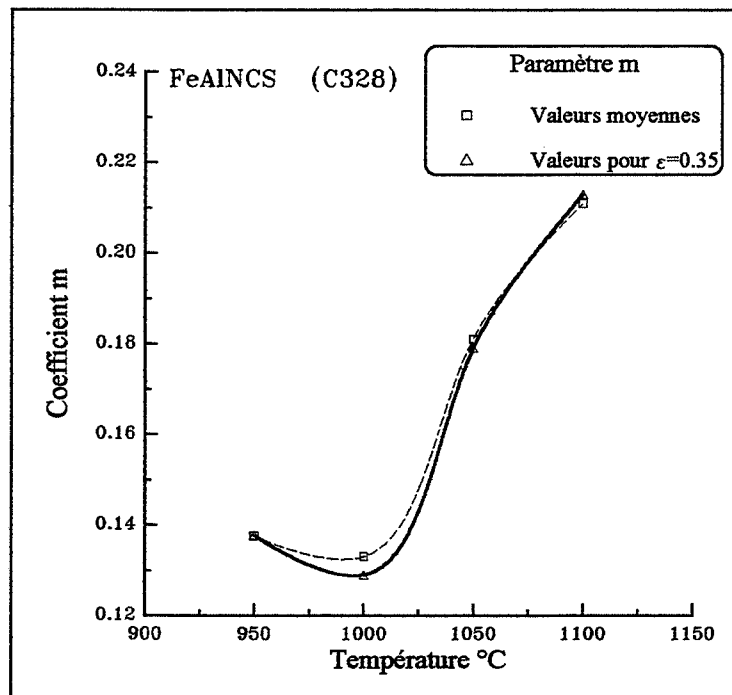


Figure II-18: Evolution du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la température, cas de l'alliage FeCAINS.

déformation, une évolution analogue à celle observée précédemment pour l'alliage FeCS.

En ce qui concerne l'évolution de m avec la température (figure II-18), on constate la très faible variation de celui-ci entre 950 °C et de 1000°C. Mais au delà de 1000 °C, m croît sensiblement avec l'augmentation de la température.

Les valeurs moyennes du coefficient m obtenues pour l'alliage FeCAINS sont $m=0.138$ à 950 °C et $m=0.213$ à 1100 °C. Le tableau II-3 dresse les valeurs moyennes de m obtenues pour chaque température.

- Effet de la vitesse sur l'acier FeCAIN.

L'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement de l'alliage FeCAIN est présentée sur la figure II-13. D'une manière générale, pour les températures de 950 °C et 1000 °C, on note que les courbes σ - ϵ gardent sensiblement la même allure quelle que soit la vitesse de déformation. En revanche, le niveau de contrainte est sensible à la variation de la vitesse de déformation.

Cependant, lorsque la température atteint la valeur de 1050°C, on peut voir qu'une diminution de la vitesse de déformation fait apparaître des ondulations sur les courbes contrainte-déformation. Ces ondulations correspondent à une activation de la recristallisation dynamique à pics multiples. Du fait qu'aux températures élevées, les précipités sont en partie dissous dans la matrice, ils agissent moins sur le comportement de l'acier. Par conséquent, dans ce domaine de températures, l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement devient similaire à celui observé sur l'acier FeCS.

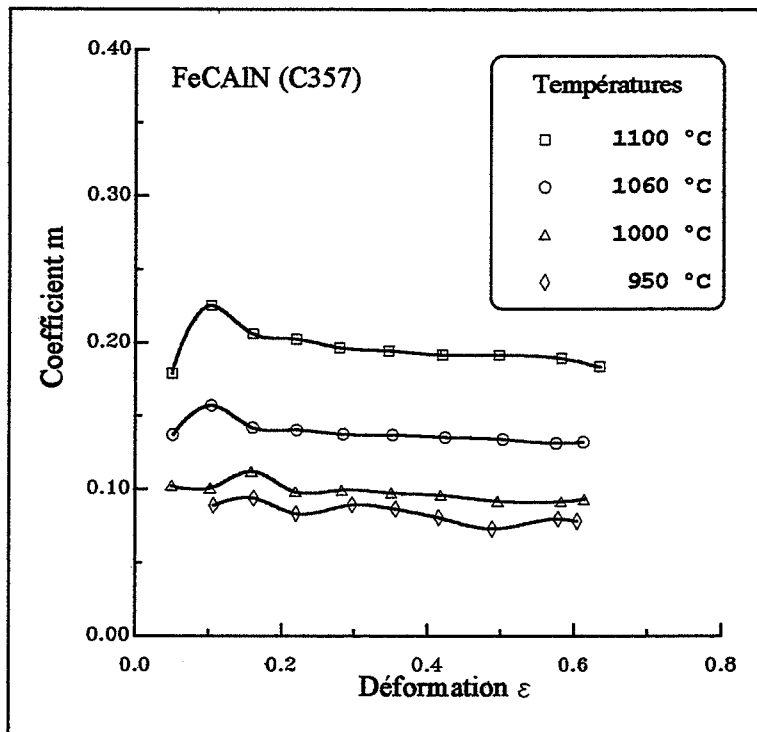


Figure II-19: Evolution du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la déformation, cas de la nuance FeCAIN.

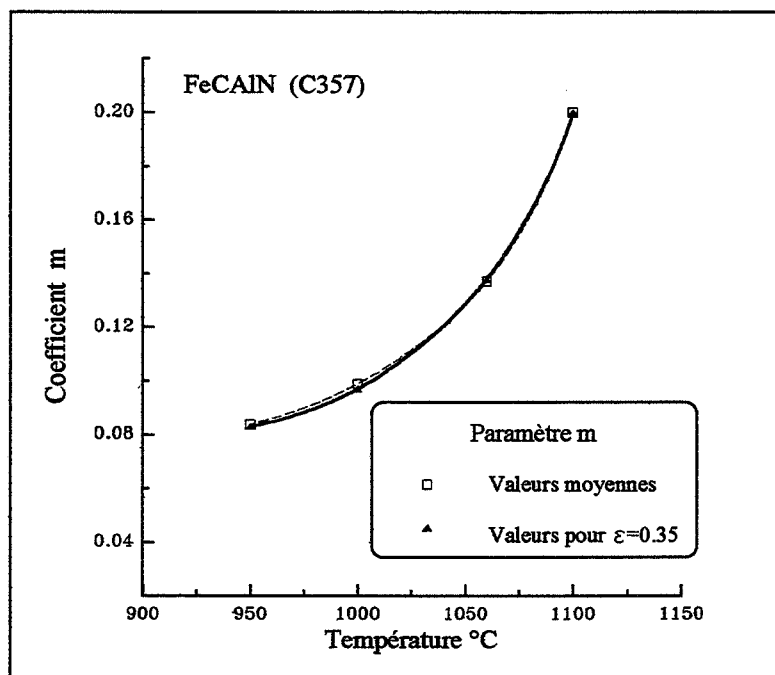


Figure II-20: Evolution du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la température, cas de l'acier FeCAIN.

En ce qui concerne le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation, on a représenté tout d'abord son évolution avec la déformation, (figure II-19). A partir de la déformation $\varepsilon = 0,25$; m se stabilise vers une valeur indépendante de la déformation et indique que le régime d'écoulement stationnaire est atteint.

Etudions maintenant la variation du paramètre m avec la température (figure II-20). Comme pour l'alliage FeCAINS, on constate que m augmente très légèrement avec la température entre 950 °C et 1000 °C. En revanche, au delà de 1000°C, l'évolution de m avec la température prend l'allure d'une fonction exponentielle. Il prend la valeur moyenne de 0,084 à 950°C et de 0,2 à 1100°C.

Les valeurs moyennes de m obtenues sur la gamme utilisée de températures sont données dans le tableau II-3.

Températures °C	950	1000	1050	1100
Alliage		FeCS		
m (valeurs moyennes)	0,14	0,153	0,166	0,18
m ($\varepsilon = 0.35$)	0,135	0,15	0,163	0,175
Alliage		FeCAINS		
m (valeurs moyennes)	0,138	0,129	0,179	0,213
m ($\varepsilon = 0.35$)	0,137	0,133	0,181	0,211
Alliage		FeCAIN	(1060 °C)	
m (valeurs moyennes)	0,084	0,098	0,138	0,196
m ($\varepsilon = 0.35$)	0,083	0,0989	0,137	0,20

Tableau II-3: Valeurs moyennes du coefficient m de sensibilité à la vitesse de déformation pour les 3 alliages étudiés.

II-5-3 Etude de la sensibilité à la température.

II-5-3-1 Energie d'activation apparente.

Une des caractéristiques de la déformation à chaud est que la vitesse de déformation est thermiquement activée (POIRIER (1976)), c'est à dire qu'elle suit une loi d'Arrhénius :

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \text{Exp}\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

T est la température exprimée en Kelvin et R est la constante des gaz parfaits (R=8.32 J/mol). Q est définie comme l'énergie d'activation apparente.

$$Q = -R \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial (1/T)} \Big|_{\sigma}$$

La loi d'Arrhénius suppose que Q ne dépend pas de T . Dans ce cas on considère que la déformation est contrôlée par un seul processus. Si Q dépend de T ceci veut probablement dire que plusieurs processus activés contrôlent la déformation.

En général, on admet que si $Q \approx Q_{AD}$ (Q_{AD} est l'énergie d'autodiffusion), la déformation à chaud pourrait être contrôlée par la restauration dynamique. Si $Q \gg Q_{AD}$, la recristallisation dynamique contrôle probablement la déformation à chaud.

Le fait que la déformation à chaud soit contrôlée par des processus d'adoucissement dynamiques et thermiquement activés, conduit à une interdépendance de la contrainte, de la température et de la vitesse de déformation. Pour exprimer cette interdépendance des trois paramètres physiques précédents la relation suivante de SELLARS et TEGART (1966a), établie initialement pour les régimes stationnaires, est souvent utilisée:

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \text{Exp}\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

Avec A , α , n des constantes **indépendantes** de la température,

Les constantes A , α et n sont déterminées à partir de données expérimentales. Quant à l'énergie d'activation apparente Q , celle-ci doit être la pente commune des droites obtenues en portant $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$, pour des vitesses de déformation constantes, en fonction de l'inverse de la température $1/T$.

Pour les faibles contraintes ($\alpha\sigma < 0.8$), la relation précédente tend vers une loi puissance:

$$\dot{\varepsilon} = A' \sigma^n \text{Exp}\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

Pour les fortes contraintes ($\alpha\sigma > 1.2$), elle prend la forme d'une loi exponentielle:

$$\dot{\varepsilon} = A'' \text{Exp}(\beta\sigma) \text{Exp}\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

β et A'' sont des constantes indépendantes de la température. Les constantes α , β et n sont reliées par la relation $\beta = n \alpha$.

Dans le cas de la loi puissance l'énergie d'activation apparente s'exprime par la relation:

$$Q = \frac{R}{m} \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial (1/T)} \right)_{\dot{\varepsilon}}$$

où m est le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation ($m = 1/n$).

Etant donné que le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m dépend de la température, dans le calcul de Q on peut prendre une valeur moyenne de $m(T)$. Cependant on peut exprimer pour chaque valeur extrême du paramètre m une énergie d'activation $Q(m)$.

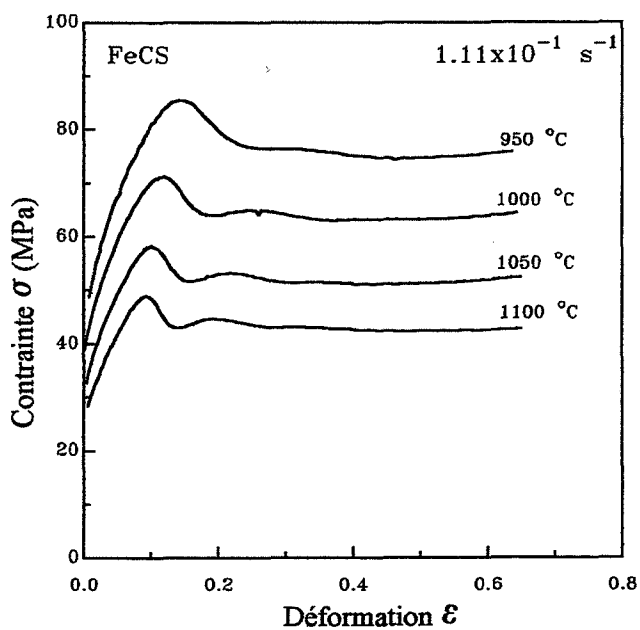
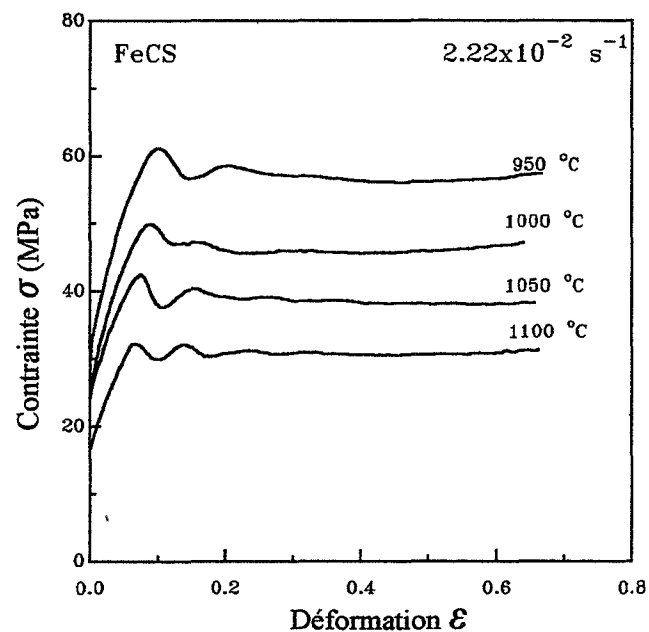
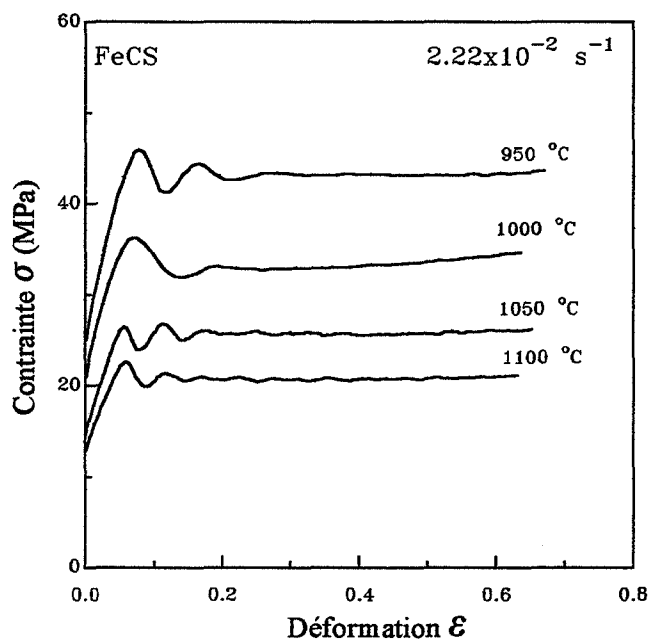


Figure II-21: Exemples de Courbes contrainte-déformation obtenues pour différentes températures dans le cas de l'alliage FeCS .

II-5-3-2 Influence de la température.

- Effet de la température sur l'alliage FeCS.

Globalement, pour une vitesse de déformation donnée, la représentation des différents comportements obtenus pour la gamme utilisée des températures, montre que la recristallisation dynamique à pics multiples s'accroît dès que la température atteint la valeur de 1000°C (figure II-21). Avec l'augmentation de la température les cycles d'écrouissage et d'adoucissement se multiplient, mais leur amplitude diminue.

Sur la figure II-22, pour chaque vitesse de déformation on a représenté, en fonction de la température, l'évolution des paramètres suivants: contrainte maximale σ_p , déformation correspondante ε_p et contrainte stationnaire σ_s . Les courbes obtenues montrent que pour toute la gamme des vitesses de déformation étudiées, les trois paramètres précédents diminuent si la température augmente ou la vitesse de déformation diminue.

- Energie d'activation apparente (FeCS).

Dans un premier temps, nous avons utilisé la loi puissance pour déterminer l'énergie d'activation apparente pour l'alliage FeCS.

L'énergie d'activation apparente Q a été déterminée à partir de l'évolution de la contrainte maximale et celle de la contrainte stationnaire, en fonction de la température. Les courbes $\ln\sigma_p - (1/T)$ et $\ln\sigma_s - (1/T)$ obtenues pour l'alliage FeCS (figure II-23) sont des droites de pentes différentes. Les valeurs de Q déterminées à partir des contraintes σ_p et de σ_s sont identiques, mais l'énergie d'activation varie avec la vitesse, celle-ci prend la valeur de 300 KJ/mol à la vitesse de $1.11 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ et la valeur de 422 KJ/mol à la vitesse de $2.22 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

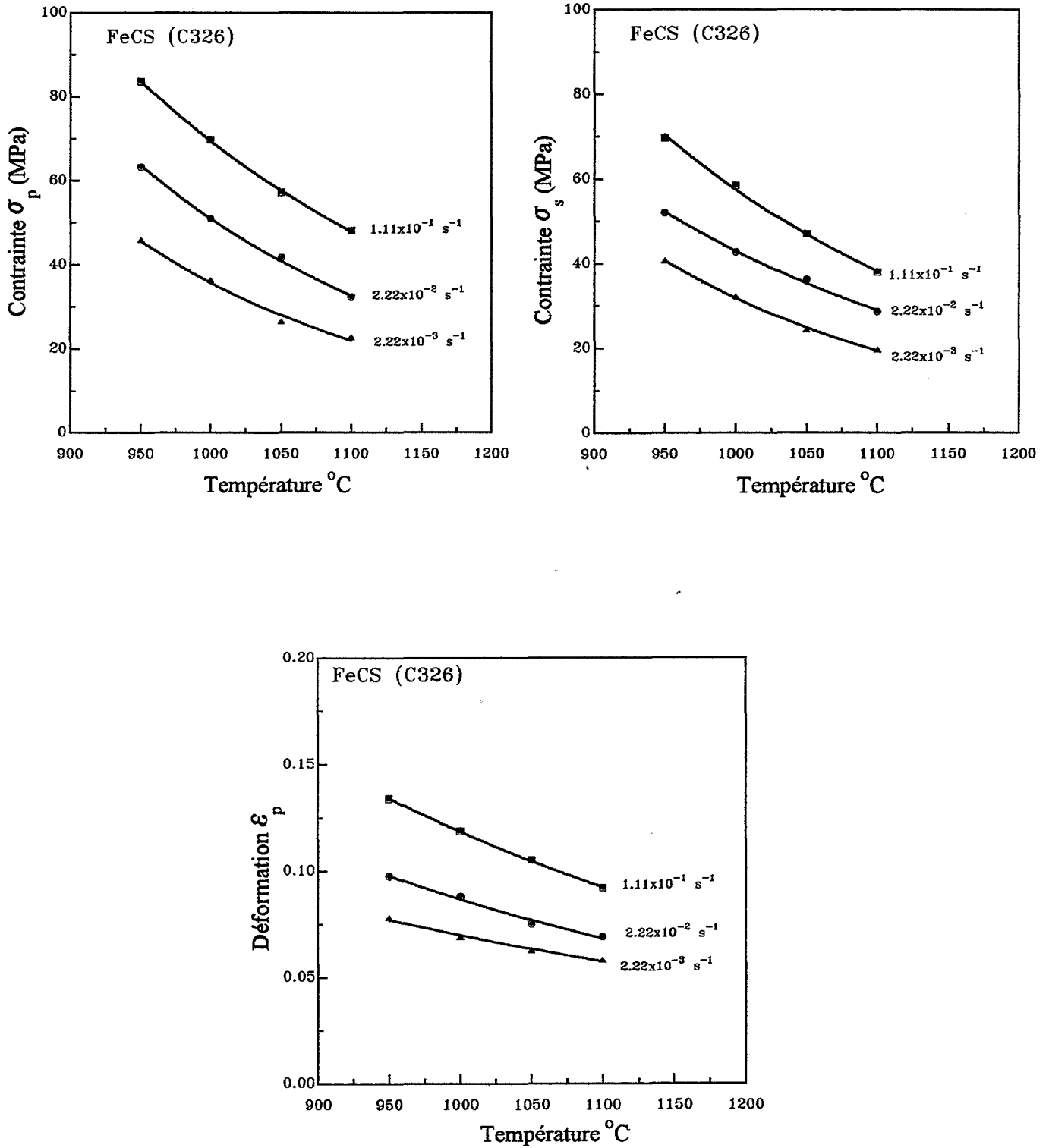


Figure II-22: Evolution de la contrainte stationnaire σ_s , de la contrainte maximale σ_p et de la déformation correspondante ϵ_p en fonction de la température dans le cas de l'alliage FeCS.

Le tableau II-4 donne les valeurs trouvées par cette méthode pour l'énergie d'activation apparente Q.

Pour obtenir une meilleure précision sur la valeur de l'énergie d'activation apparente, nous avons utilisé la relation générale de SELLARS et TEGART.

Ainsi, pour chaque valeur du paramètre α , l'exposant n représente la pente des courbes obtenues en portant $\text{Ln}\dot{\epsilon}$, à différentes températures, en fonction de $\text{Ln}[\sinh(\alpha\sigma)]$.

En se basant sur des valeurs de α obtenues par d'autres auteurs pour le fer extra doux et les aciers à faible quantité de carbone (tableau II-5), l'exposant n est obtenu en faisant varier le paramètre α jusqu'à ce que n ne dépende plus de la température. En d'autres termes, la valeur du paramètre n doit être la pente commune du faisceau de droites $\text{Ln}\dot{\epsilon} - \text{Ln}[\sinh(\alpha\sigma)]$ représenté sur la figure II-24.

Par ailleurs, la pente commune du faisceau de droites obtenu en portant $\text{Ln}[\sinh(\alpha\sigma)]$, à vitesses de déformation constantes, en fonction de $1/T$ permet de déduire l'énergie d'activation apparente par la relation:

$$Q = nR \left. \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right|_{\dot{\epsilon}}$$

Pour l'alliage FeCS, nous avons obtenu la valeur de $\alpha = 0,016 \text{ MPa}^{-1}$ et de $n = 4,7$ (figure II-25). Ceci donne une énergie d'activation apparente de 348 KJ/mole. Quant au niveau de contrainte représenté par les valeurs de $\alpha\sigma$, celui-ci varie de 0,36 à 1,34.

On constate que la valeur de Q obtenue par la loi en sinus hyperbolique constitue une moyenne des valeurs trouvées à l'aide de la loi

FeCS		
m	Q KJ/mol (pic de contrainte σ_p)	Q KJ/mol (régime stationnaire σ_s)
0.14	365	365
0.18	284	283,9
Valeur moyenne 0.17	300,7	300,6

Tableau II-4: Valeurs de l'énergie d'activation apparente de l'alliage FeCS calculées à partir de la contrainte maximale et de la contrainte stationnaire (cas de la loi puissance).

Matériau	Q (kJ/mole)	n	α (MPa) ⁻¹	auteur
Fer doux	280	4,7	0,049	SELLARS et TEGART (1966a)
Acier (0.02 % C)	276	4,6	0,0167	UVIRA et JONAS (1968)
Aciers (0,03 % C)	312 - 382	5,1- 4.2	0.012	LAASRAOUI et JONAS (1991)

Tableau II-5: Valeurs estimées des paramètres α , n et Q pour d'autres matériaux.

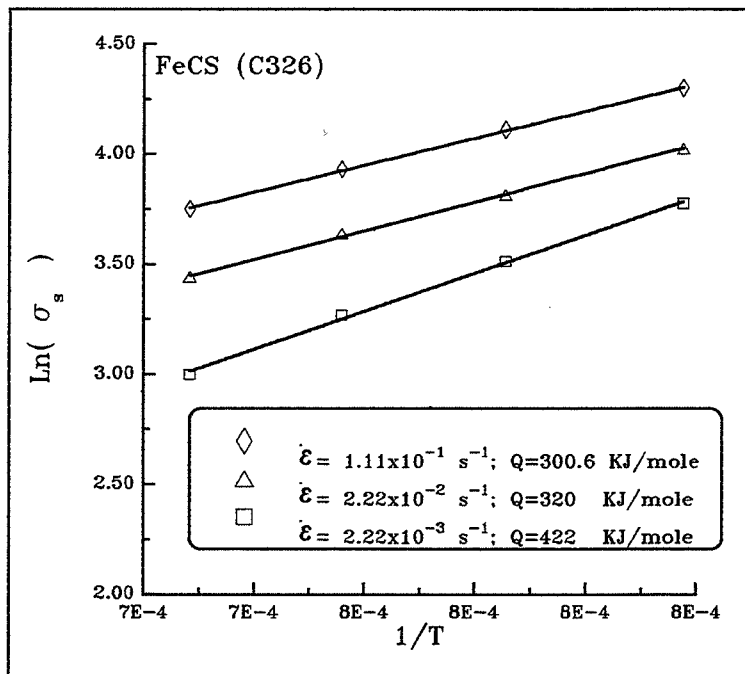
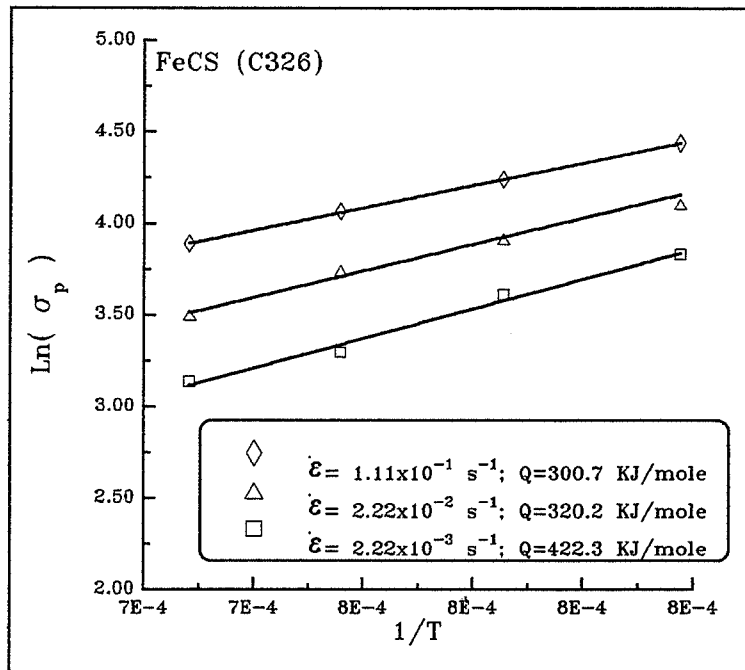


Figure II-23: Diagramme $\text{Ln}(\sigma)-1/T$ obtenu pour la contrainte maximale σ_p et la contrainte stationnaire σ_s , cas de l'alliage FeCS.

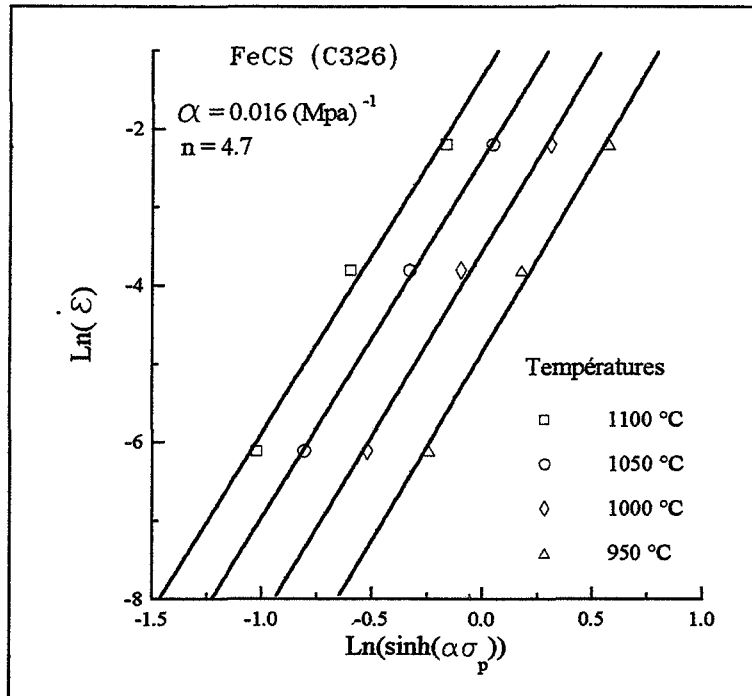


Figure II-24: Courbes vitesse-contrainte maximale σ_p , obtenues pour différentes températures (loi de SELLARS et TEGART), cas de la nuance FeCS.

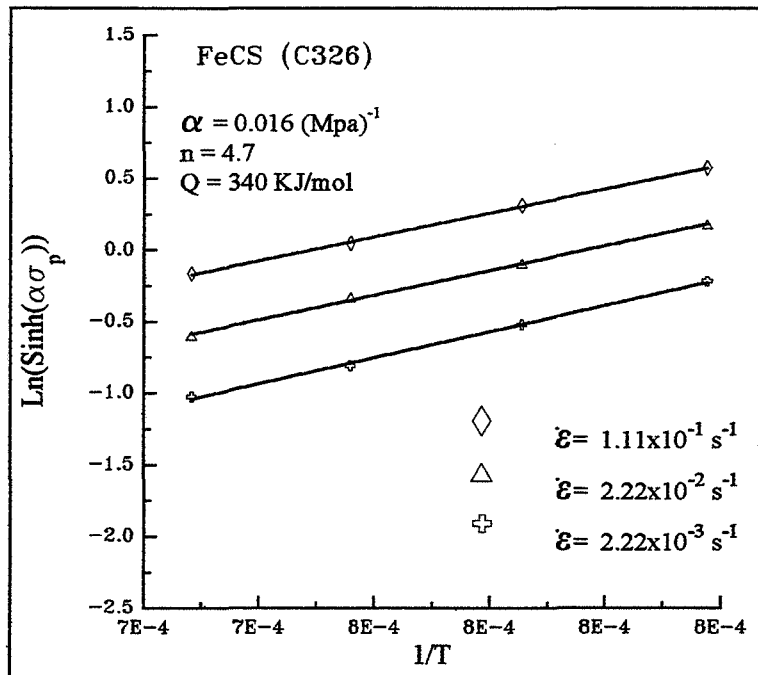


Figure II-25: Détermination de l'énergie d'activation apparente Q de la relation de SELLARS et TEGART à partir de la contrainte maximale σ_p , cas de l'acier FeCS.

puissance. La comparaison de Q avec la valeur moyenne de l'énergie autodiffusion du fer γ (0.05 % C) $Q_{AD}=270$ kJ/mole (JONAS et al. (1969) indique que $Q > Q_{AD}$ c'est à dire que la déformation à chaud est contrôlée par le processus de recristallisation dynamique.

Par ailleurs, dans le domaine de températures étudié, la valeur moyenne de l'énergie d'activation apparente obtenue pour l'alliage FeCS est comparable aux valeurs trouvées pour d'autres métaux dont les mécanismes de déformation à chaud sont liés au phénomène de la recristallisation dynamique. Pour le fer extra doux (0.03%C) déformé par torsion à chaud entre 900 °C et 1200°C, l'énergie d'activation apparente a été estimée à 280 kJ/mole pour une valeur du paramètre n de 4,7 (SELLARS et TEGART (1966a). C'est également le cas du cuivre pour lequel $Q=300$ kJ/mole ($Q_{AD}\approx 209$ kJ/mole pour le cuivre) et celui de certains aciers à faible quantité de carbone (0.06%C) pour lesquels $Q=270$ kJ/mole (NAKAMURA et Ueki (1975).

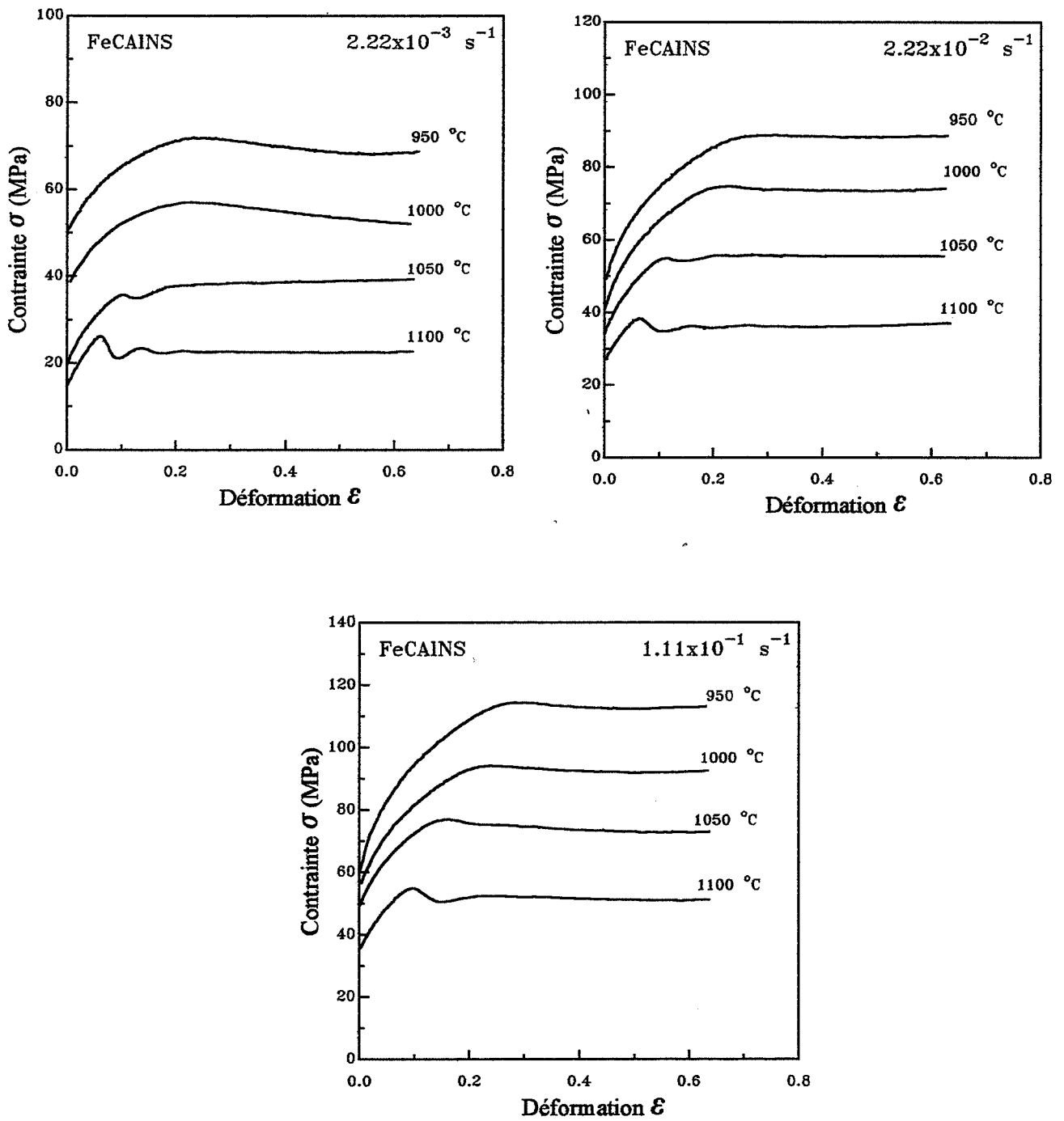


Figure II-26: Exemples de Courbes contrainte-déformation obtenues pour différentes températures cas de l'alliage FeCAINS.

- Effet de la température sur l'acier FeCAINS.

Pour la nuance FeCAINS, la présence des précipités d'AIN et du soufre dans la matrice donne aux courbes contrainte-déformation deux allures différentes suivant le domaine de température étudié. Ainsi, entre 950 °C et 1000 °C et pour toutes les vitesses de déformation, l'allure des courbes σ - ε correspond à la présence de l'adoucissement par restauration dynamique (figure II-26), tandis qu'à partir de la température de 1050°C, c'est la recristallisation dynamique qui se substitue à la restauration dynamique. La transition entre les deux processus s'effectue entre les deux températures précédentes.

Si on s'intéresse à l'influence directe de la température sur le niveau de contrainte, la figure II-27 montre que les contraintes σ_p et σ_s diminuent avec la température.

En ce qui concerne l'évolution avec la température, des déformations ε_p correspondant aux pics de contrainte, la figure II-27 montre que ε_p décroît peu au début ($T \leq 1000$ °C), puis fortement après ($T \geq 1050$ °C) lorsque la recristallisation dynamique est activée.

- Energies d'activation apparentes (FeCAINS).

Etant donné que le paramètre Q reflète les mécanismes microstructuraux de la déformation plastique, on a été amené à diviser l'intervalle de température en deux domaines. Chaque domaine correspond au mécanisme le plus important qui intervient pendant la déformation à chaud. De cette façon, le premier domaine est limité par les températures inférieures à 1000 °C où le mécanisme prépondérant qui s'oppose à la consolidation est la restauration dynamique. Quant au deuxième domaine celui-ci est défini par les températures supérieures à 1050 °C et pour lesquelles la recristallisation dynamique est le mécanisme d'adoucissement le plus important.

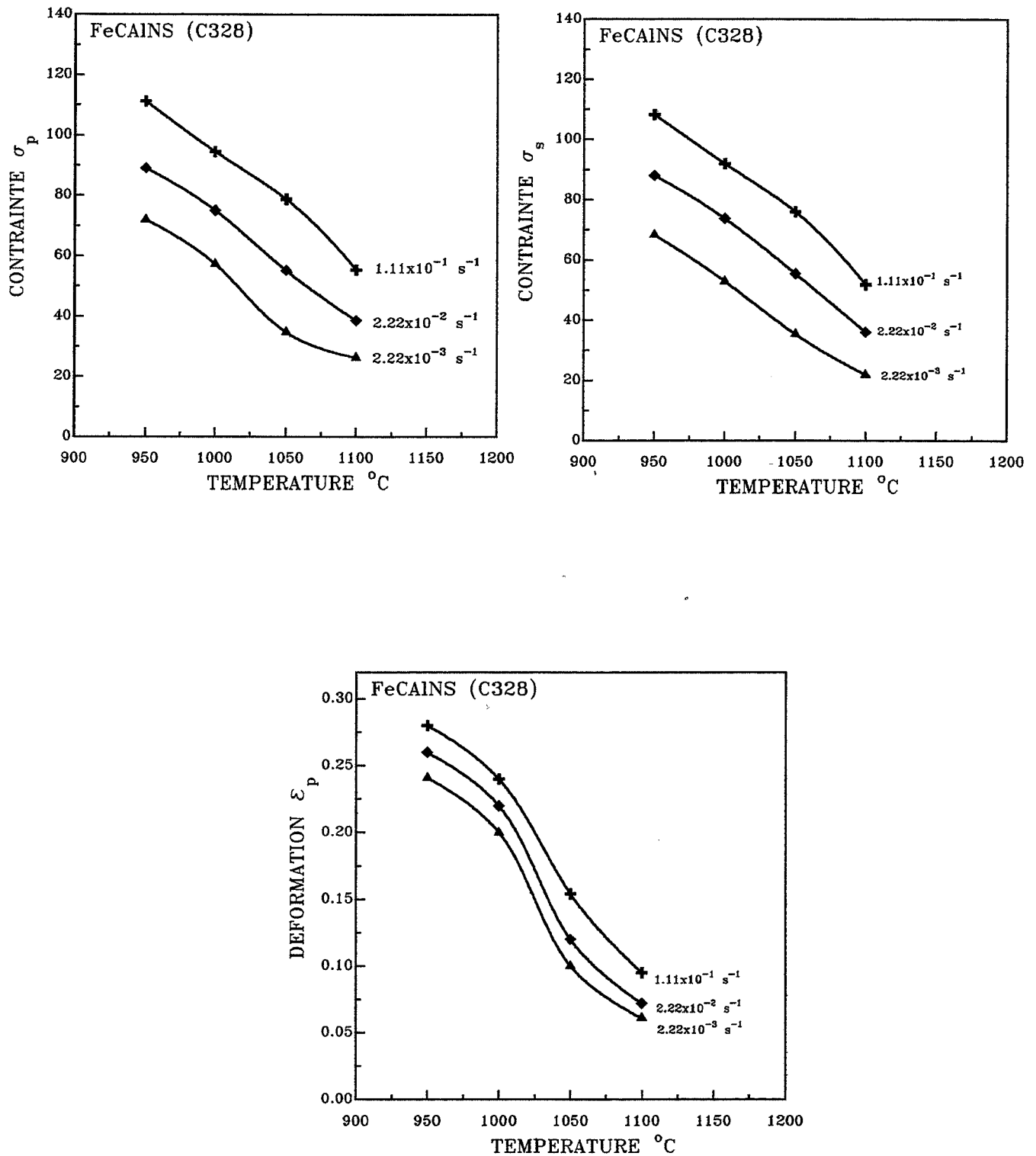


Figure II-27: Evolution de la contrainte stationnaire σ_s , de la contrainte maximale σ_p et de la déformation correspondante ϵ_p en fonction de la température dans le cas de l'alliage FeCAINS.

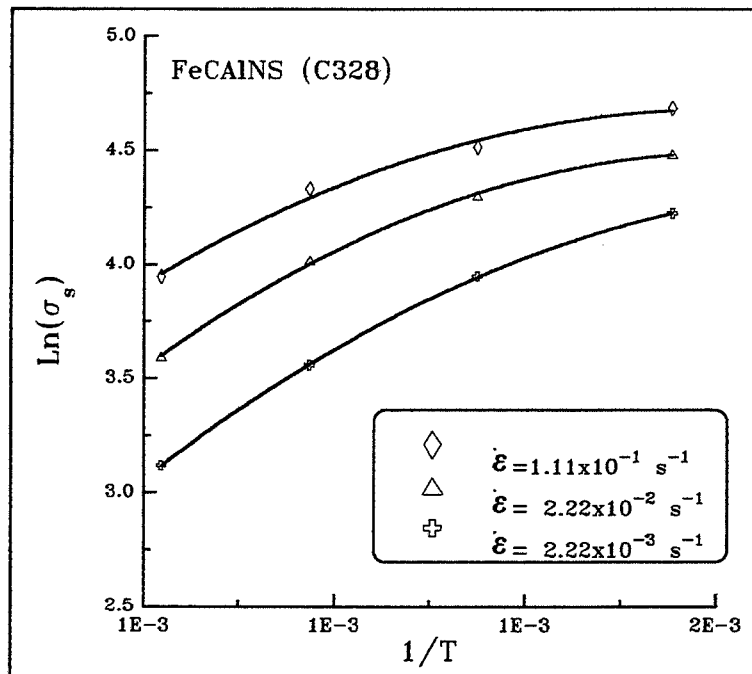
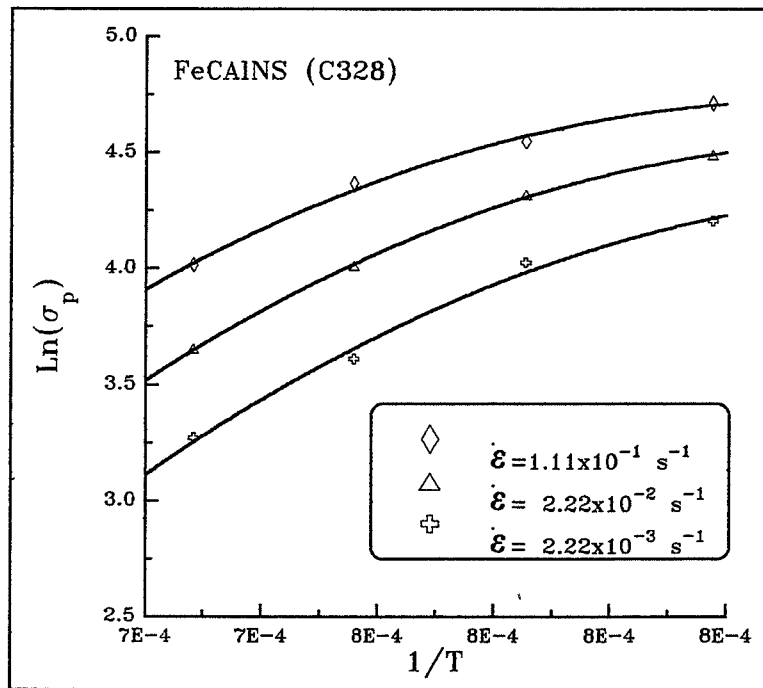


Figure II-28: Diagramme $\text{Ln}(\sigma)-1/T$ obtenu pour la contrainte maximale σ_p et la contrainte stationnaire σ_s , cas de l'alliage FeCAINS.

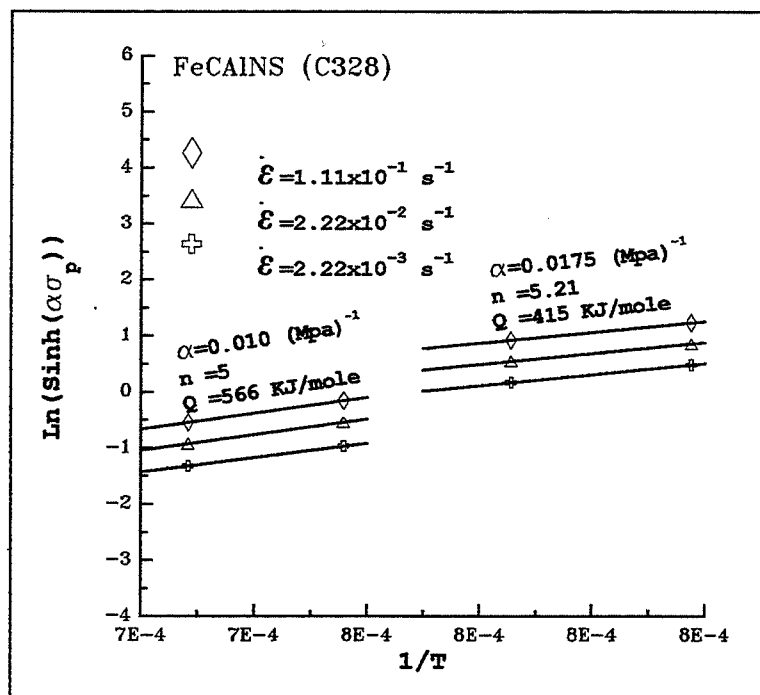
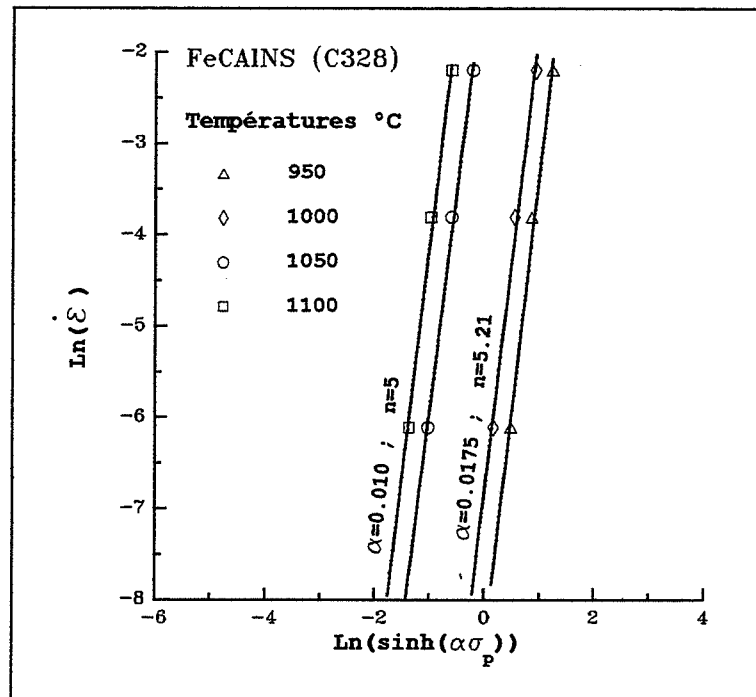


Figure II-29: Détermination de l'énergie d'activation apparente Q de la relation de SELLARS et TEGART à partir de la contrainte maximale σ_p , cas de l'alliage FeCAINS.

De ce fait, Les énergies d'activation apparente correspondant aux deux domaines de température n'ont pu être déterminées que sur deux températures seulement, par conséquent les valeurs obtenues sont à considérer avec précaution.

Les courbes $\text{Ln}\sigma$ en fonction de $1/T$ (figure II-28), ont permis de déterminer une énergie d'activation moyenne de 325 kJ/mole correspondant au domaine des températures comprises entre 950 °C et 1000 °C et de 560 kJ/mole pour des températures comprises entre 1050 °C et 1100 °C.

La loi en sinus hyperbolique (figure II-29) permet d'évaluer les valeurs suivantes de l'énergie d'activation:

- pour $950 \leq T \leq 1000$ °C, $Q = 415$ kJ/mole ($\alpha = 0,0175$ MPa⁻¹ et $n = 5,21$).

- pour $1100 \geq T \geq 1050$ °C, $Q = 566$ kJ/mole ($\alpha = 0,010$ MPa⁻¹ et $n = 5$).

Quant aux niveaux de contraintes $\alpha\sigma$, ces derniers varient de 1 à 1,9 pour $T \leq 1000$ °C et de 0,26 à 0,77 pour $T \geq 1050$ °C. On peut signaler que pour le dernier niveau de contrainte ($T \geq 1050$ °C), les deux méthodes précédentes donnent des valeurs quasiment identiques pour l'énergie d'activation et confirme l'équivalence des deux relations pour les faibles contraintes ($\alpha\sigma < 0,8$).

Par comparaison à la nuance FeCS, l'énergie d'activation apparente du FeCAINS est plus importante. Cet effet est dû aux précipités d'AIN. L'influence des éléments d'alliage sur l'énergie d'activation a également été mise en évidence par SELLARS et TEGART (1966a) sur des alliages de fer déformés par torsion à chaud. Pour un acier, lorsque la teneur en carbone augmente jusqu'à 1,2%, dans le domaine austénitique, l'énergie d'activation croît. L'addition des éléments comme le niobium (0,05%) ou le bore (0,003%) dans des aciers à faible quantité de carbone (0,03%) augmenterait aussi leur énergie d'activation (LAASRAOUI et JONAS (1991)).

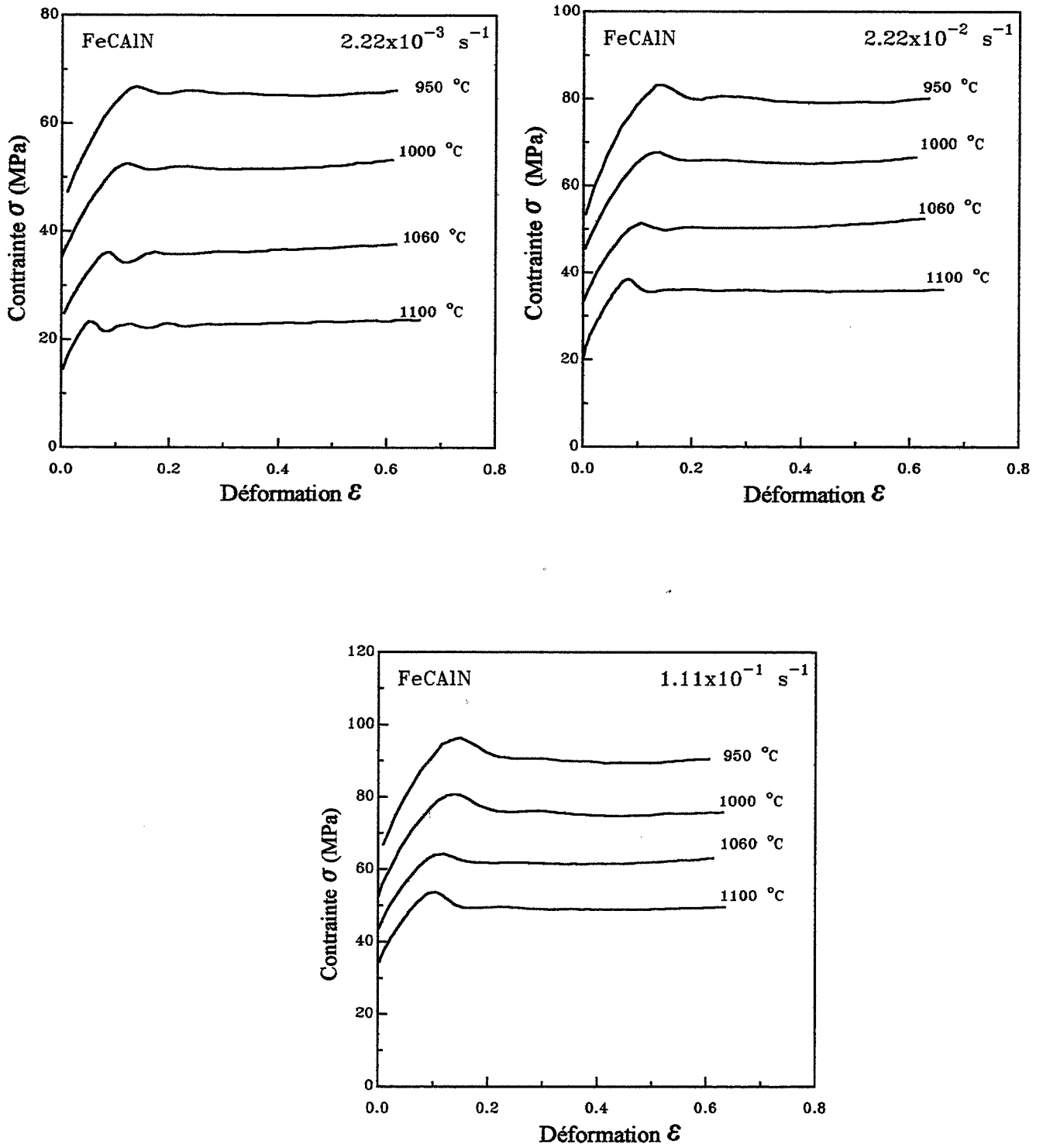


Figure II-30: Exemples de Courbes contrainte-déformation obtenues pour différentes températures, cas de l'alliage FeCAIN.

- Effet de la température sur la nuance FeCAIN.

La figure II-30, montre que l'augmentation de la température a un effet très net sur les valeurs des paramètres rhéologiques de l'alliage (ε_p , σ_p et σ_s). En revanche, dans le domaine des vitesses comprises entre 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1} , l'allure des courbes contrainte-déformation est très peu sensible à la température. Ceci est dû à l'effet inhibiteur des précipités d'AIN sur le processus de recristallisation dynamique.

La figure II-31 présente l'évolution des grandeurs σ_p , σ_s et ε_p avec la température. En particulier, pour la vitesse de $2,22 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, le diagramme ε_p -T montre que les déformations ε_p suivent au début une décroissance modérée avec la température, celle-ci devient rapide dès la valeur de 1060°C et indique que l'élévation de la température a tendance à atténuer l'effet retardateur de AIN sur la recristallisation dynamique. A ces températures, la remise en solution des précipités est déjà importante.

A titre de remarque, on constate également que les déformations ε_p sont peu sensibles à la vitesse de déformation pour les températures inférieures à 1000°C . Ceci est en accord avec l'influence en général de la vitesse de déformation sur le comportement de cet alliage dans ce domaine de température.

- Energie d'activation apparente (FeCAIN).

Bien qu'il existe un effet retardateur de AIN sur la recristallisation dynamique, celle-ci est toujours présente dans tout le domaine de température étudié.

Par comparaison au FeCS, la figure II-32 montre que la représentation de $\text{Ln}\sigma$ en fonction de $1/T$ ne conduit pas à une évolution linéaire pour l'alliage FeCAIN. Il faut rappeler que pour des températures comprises entre 950°C et 1000°C , le niveau de contrainte de cet acier est nettement

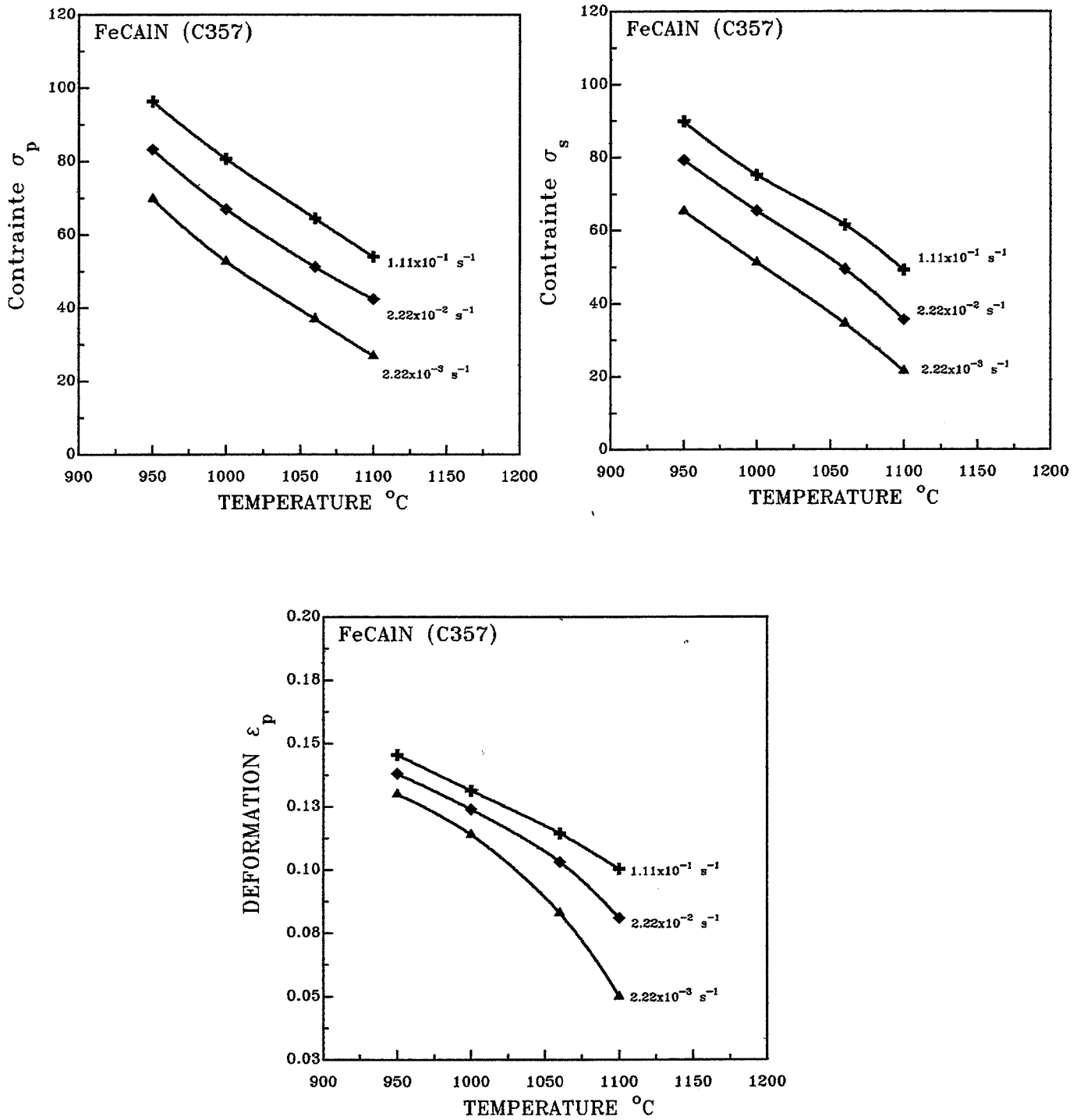


Figure II-31: Evolution de la conainte stationnaire σ_s , de la conainte maximale σ_p et de la déformation correspondante ϵ_p en fonction de la température dans le cas de l'alliage FeCAIN.

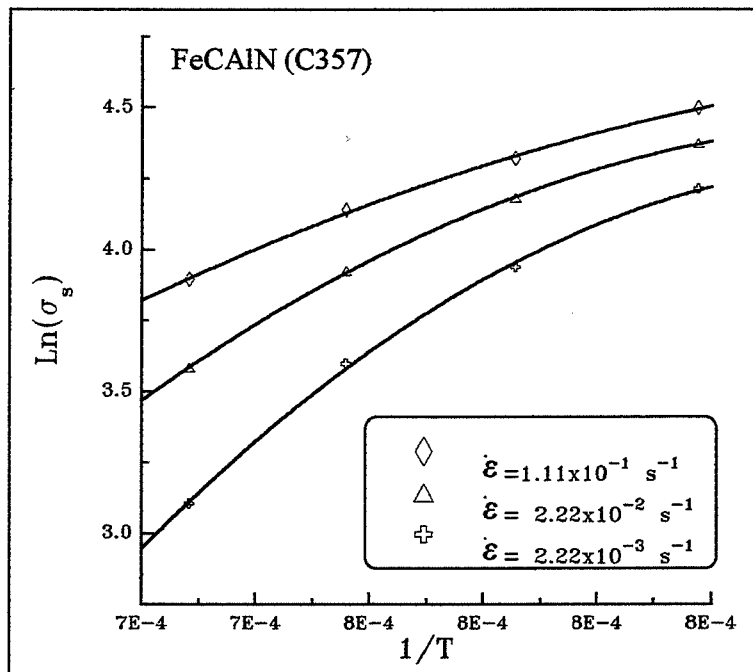
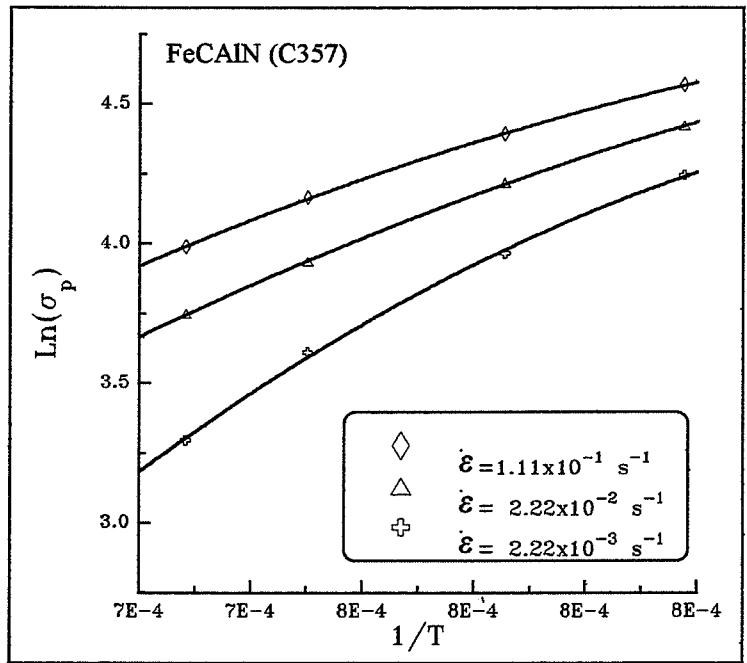


Figure II-32: Diagramme $\text{Ln}(\sigma)-1/T$ obtenu pour la contrainte maximale σ_p et la contrainte stationnaire σ_s , cas de l'alliage FeCAIN.

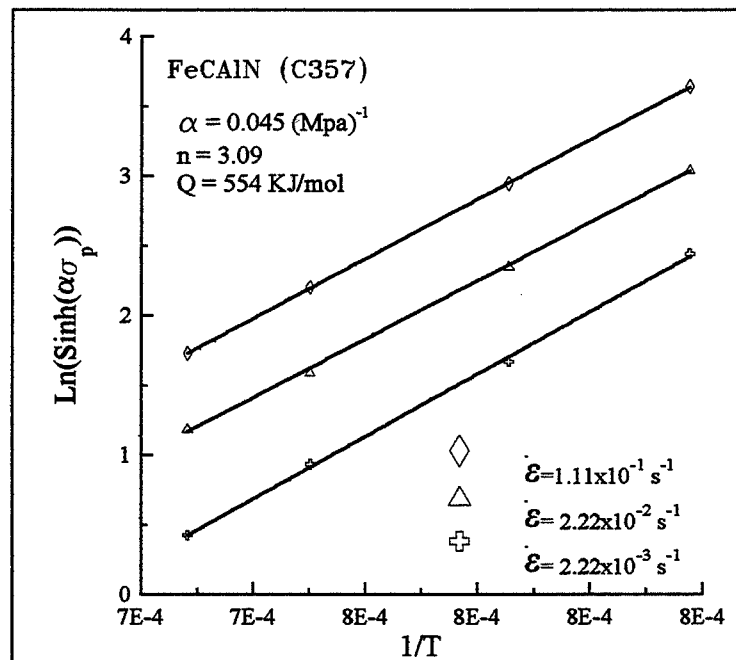
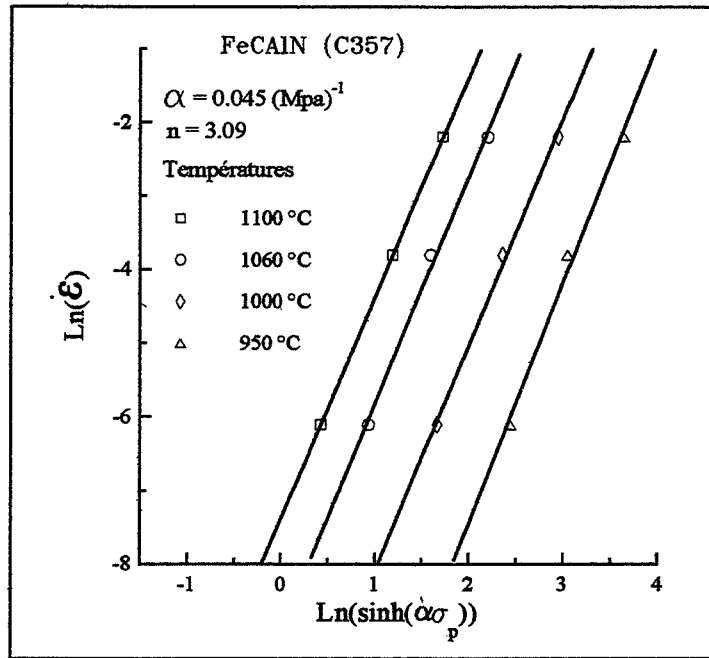


Figure II-33: Détermination de l'énergie d'activation apparente Q de la relation de SELLARS et TEGART à partir de la contrainte maximale σ_p , cas de l'alliage FeCAIN.

supérieur à celui du FeCS. Par conséquent, la loi puissance (adaptée aux faibles contraintes) ne peut pas être utilisée pour évaluer une énergie d'activation **constante** dans le domaine de températures étudié.

Par ailleurs, l'utilisation de la loi en sinus hyperbolique (figure II-33) permet d'obtenir, en portant la vitesse en fonction de $\sinh(\alpha\sigma_p)$ (échelle logarithmique), des droites parallèles. Les valeurs des paramètres α et n sont: $\alpha = 0.045 \text{ MPa}^{-1}$ et $n = 3.09$. En portant cette fois-ci $\sinh(\alpha\sigma_p)$ en fonction de $1/T$, on obtient pour l'alliage FeCAIN une énergie d'activation apparente de l'ordre de 554 kJ/mol.

Pour tous les niveaux de contrainte, la grandeur $\alpha\sigma$ est supérieure à 1,22. Ceci indique effectivement que la loi puissance ne peut pas être utilisée dans ce cas.

Le tableau II-6 résume les valeurs des paramètres α , n et Q obtenus pour les trois nuances FeCS, FeCAIN5 et FeCAIN.

Remarque

La relation de Sellars et Tegart peut être dérivée de façon à exprimer le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m sous la forme suivante:

$$m = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_{T, \epsilon} = \frac{\tanh(\alpha\sigma)}{n\alpha\sigma}$$

Pour chaque température, le tableau II-7 présente les valeurs moyennes obtenues par cette relation. Par comparaison aux valeurs de m déterminées auparavant (paragraphe II-5-2), nous constatons que les valeurs issues de la relation ci-dessus sont sensiblement du même ordre de grandeur.

Alliage	Q (kJ/mol)	α (MPa ⁻¹)	n	A (s ⁻¹)
FeCS	348	0,016	4,7	2,47. 10 ¹²
(T ≤ 1000°C)	415	0,0175	5,21	1,1. 10 ¹⁴
FeCAINS				
(T ≥ 1000°C)	566	0,010	5	5,9. 10 ²¹
FeCAIN	554	0,045	3,09	6,57. 10 ¹⁷

Tableau II-6: Valeurs estimées des paramètres A, n, α , et Q de la relation de Sellars et Tegart, pour les trois nuances étudiées.

Températures °C	950	1000	1050	1100
Alliage	FeCS			
<i>m</i>	0,14	0,153	0,166	0,18
<i>m*</i>	0,147	0,16	0,17	0,192
Alliage	FeCAINS			
<i>m</i>	0,138	0,129	0,179	0,213
<i>m*</i>	0,111	0,127	0,18	0,19
Alliage	FeCAIN			
<i>m</i>	0,084	0,098	0,138	0,196
<i>m*</i>	0,093	0,11	0,145	0,192

Tableau II-7: Comparaison des valeurs moyennes du coefficient de sensibilité à la vitesse $m = (\partial(\ln\sigma) / \partial(\ln\dot{\epsilon}))_{T, \epsilon}$, avec celles obtenues par dérivation de la relation de Sellars et Tegart $m^* = \tanh(\alpha\sigma) / n\alpha\sigma$, pour les 3 alliages étudiés.

II-6 Corrélation des paramètres rhéologiques avec la température et la vitesse de déformation.

a- Corrélation des contraintes.

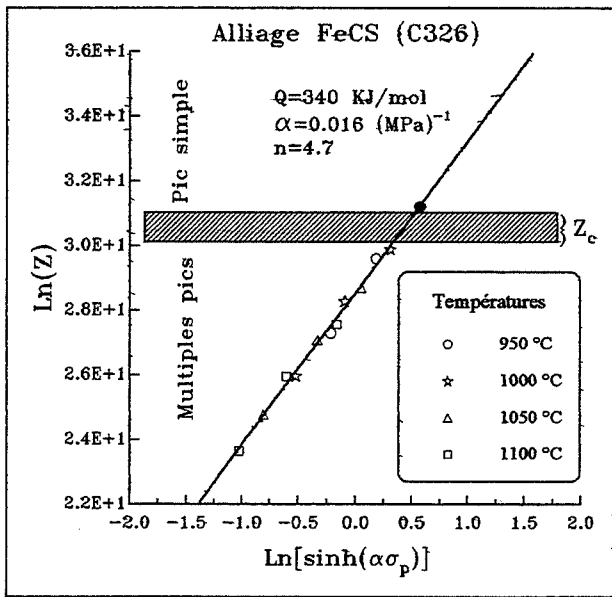
Pour mieux représenter l'influence de la température et la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement σ , il est habituel de tracer la fonction $Z=f(\sigma)$ où Z est le paramètre de Zener-Hollomon $Z = \dot{\epsilon} \text{Exp}\left(\frac{Q}{RT}\right)$.

Sur les figures II-34 à II-35, on a représenté l'évolution des contraintes, maximale et stationnaire des trois alliages étudiés, en fonction du paramètre Z. Pour chaque graphique on peut apprécier l'approximation obtenue pour chaque nuance d'alliage.

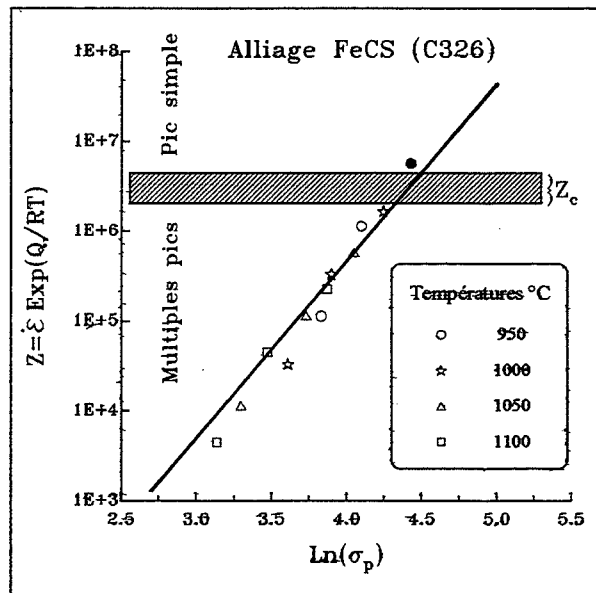
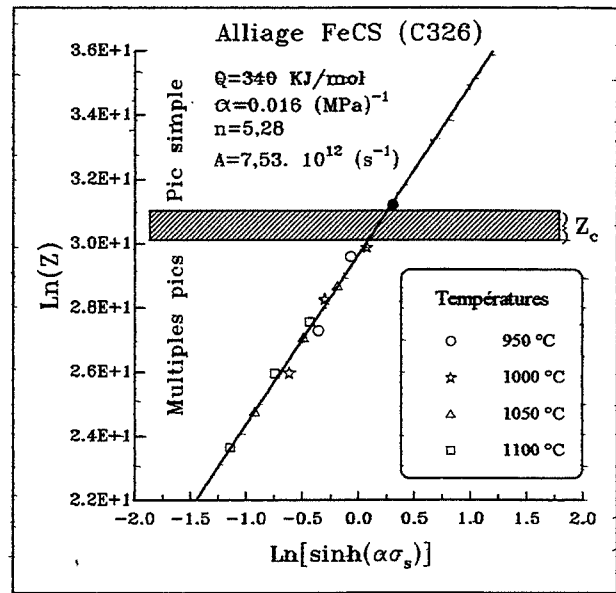
En ce qui concerne l'alliage FeCS, la figure II-34a illustre la loi de Sellars et Tegart (en sinus hyperbolique) et la figure II-34b la loi puissance (échelle logarithmique pour l'axe Z). Dans les deux cas les points expérimentaux se situent sur une droite dont la pente est le coefficient n. Toutefois, pour cet alliage on constate que c'est la loi en sinus hyperbolique qui donne la meilleure corrélation des paramètres pour la gamme utilisée de températures et de vitesses de déformation.

Pour les deux alliages FeCAINS et FeCAIN l'approximation a été obtenue par la loi en sinus hyperbolique, simplement concernant la nuance FeCAINS les paramètres de la relation ont été ajustés pour chaque domaine de températures ($T \leq 1000^\circ\text{C}$ et $T \geq 1050^\circ\text{C}$).

Par ailleurs, ce type de tracé nous permet de localiser la zone de transition simple pic \Leftrightarrow pics multiples des allures des courbes contrainte-déformation associées au processus de recristallisation dynamique. Pour l'alliage FeCS, la transition simple pic \Leftrightarrow pics multiples (distingués respectivement par les symboles en clair et les symboles en gras), correspondant à des valeurs critiques de Z_c comprises entre $9,7 \times 10^{12} \text{ s}^{-1}$ et



(a)



(b)

Figure II-34: Corrélation de la contrainte avec le paramètre Z de Zener-Hollomon pour de l'acier FeCS. (a) dans le cas de la loi de SELLARS et TEGART. (b) dans le cas de la loi puissance.

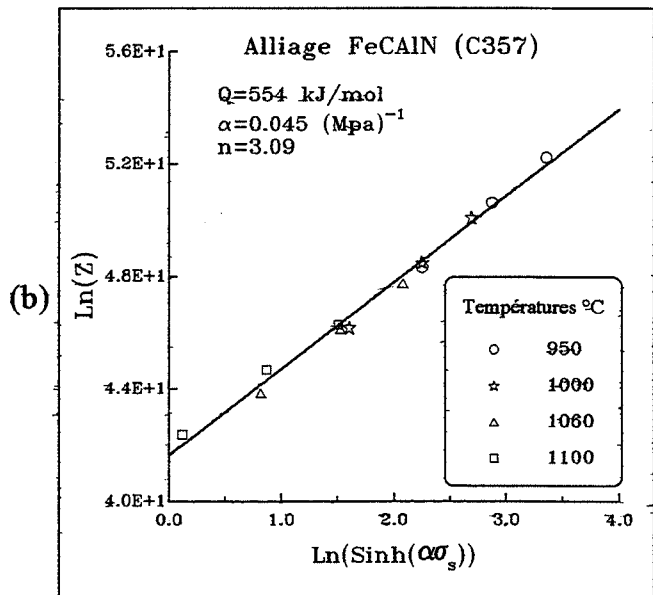
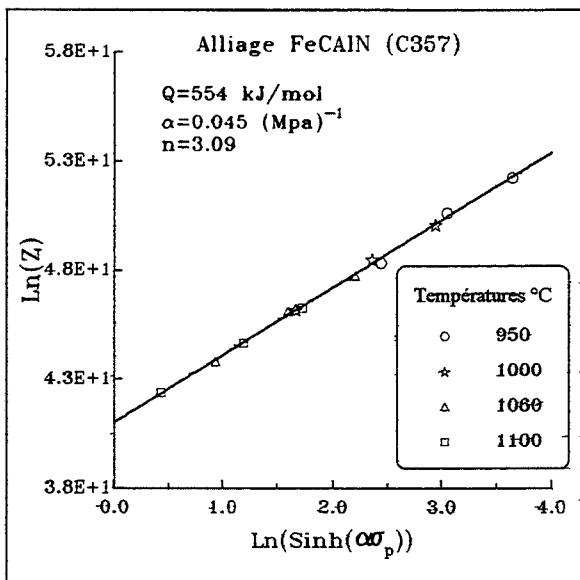
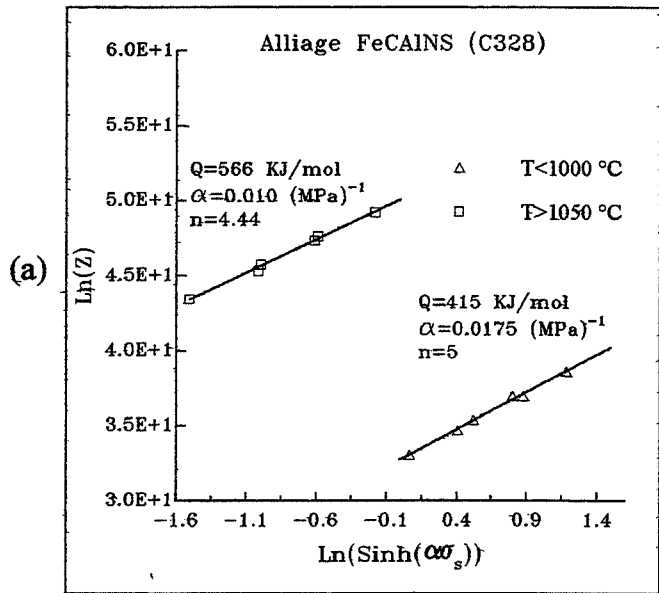
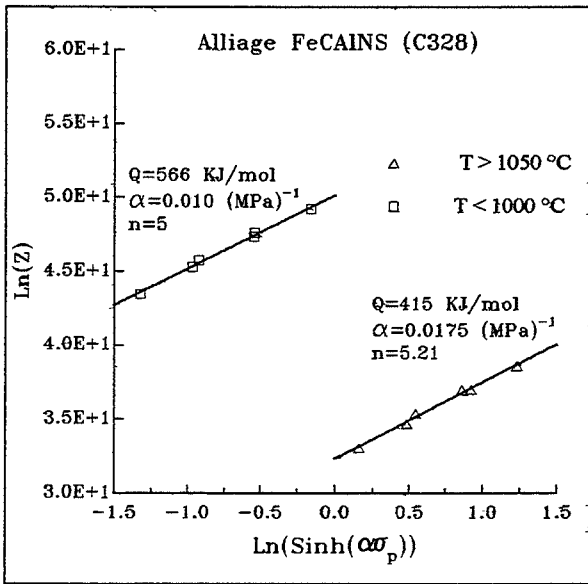


Figure II-35: Corrélation de la contrainte avec le paramètre Z de Zener-Hollomon dans le cas de la loi de SELLARS et TEGART. (a) acier FeCAINS. (b) acier FeCAIN.

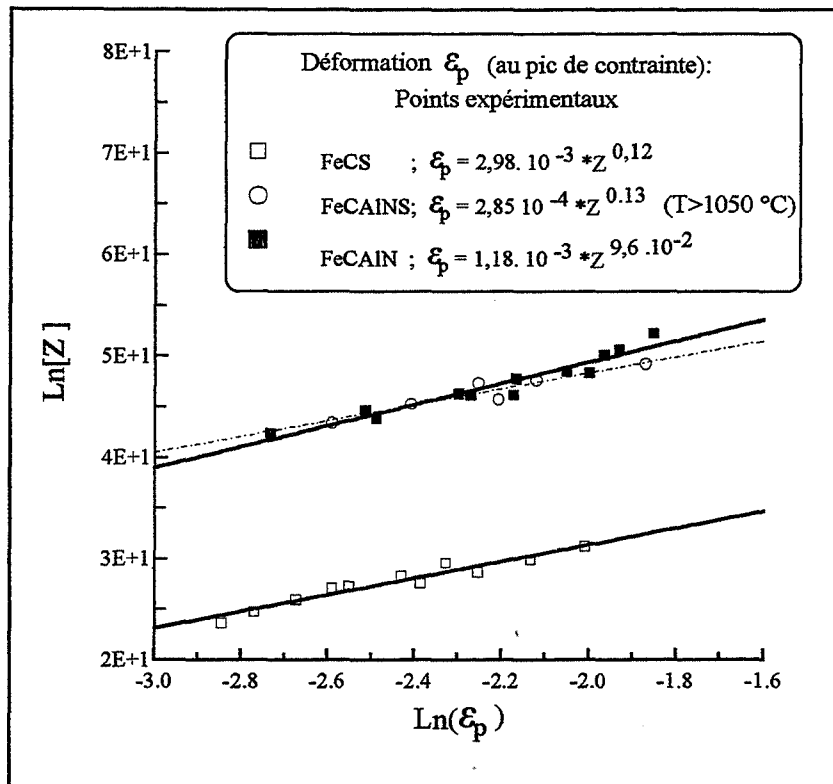


Figure II-36: Variation de la déformation ϵ_p , correspondant à la contrainte maximale σ_p , avec le paramètre Z de Zener-Hollomon pour les trois alliages FeCS, FeCAIN et FeCAINS.

$3,6 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$. Pour les autres nuances et notamment pour l'alliage FeCAIN, cette transition n'est pas facile à définir au vu des allures des courbes contrainte-déformation.

b- Corrélation des déformations.

La figure II-36 présente la variation des déformations ε_p correspondant au maximum de la contrainte, en fonction du paramètre Z. Des relations $\varepsilon_p = AZ^p$ ont été établies par régression linéaire pour les trois alliages étudiés.

Si on admet que les déformations ε_p caractérisent le début de la recristallisation dynamique, en première approximation, le paramètre p représenterait en quelque sorte la sensibilité à la vitesse de déformation du processus de recristallisation dynamique. Dans ces conditions, on obtient la valeur $p=0,12$ pour la nuance FeCS et la valeur $p=0,096$ pour l'alliage FeCAIN. La comparaison de ces deux valeurs indique que la cinétique de la recristallisation dynamique du FeCS est plus sensible à la vitesse de déformation que celle du FeCAIN. Ce résultat est en parfaite similitude avec l'influence en général de la vitesse de déformation sur le comportement global de chacun de ces deux alliages.

Quant à l'alliage FeCAINS, dans le domaine des températures supérieures à $1050 \text{ }^\circ\text{C}$, on obtient une valeur de $p=0,13$. Cette valeur est du même ordre de grandeur que celle du FeCS. Or à haute température, une importante remise en solution des précipités se produit et on retrouve pour les deux alliages des comportements similaires vis à vis de la vitesse de déformation.

Par ailleurs, les relations précédentes reliant les paramètres rhéologiques au coefficient Z, nous fournissent ainsi un moyen pour interpoler les résultats en vue d'obtenir des valeurs de ces paramètres caractéristiques des alliages pour d'autres températures ou vitesses de déformation qui ne font pas partie du programme d'essais effectués.

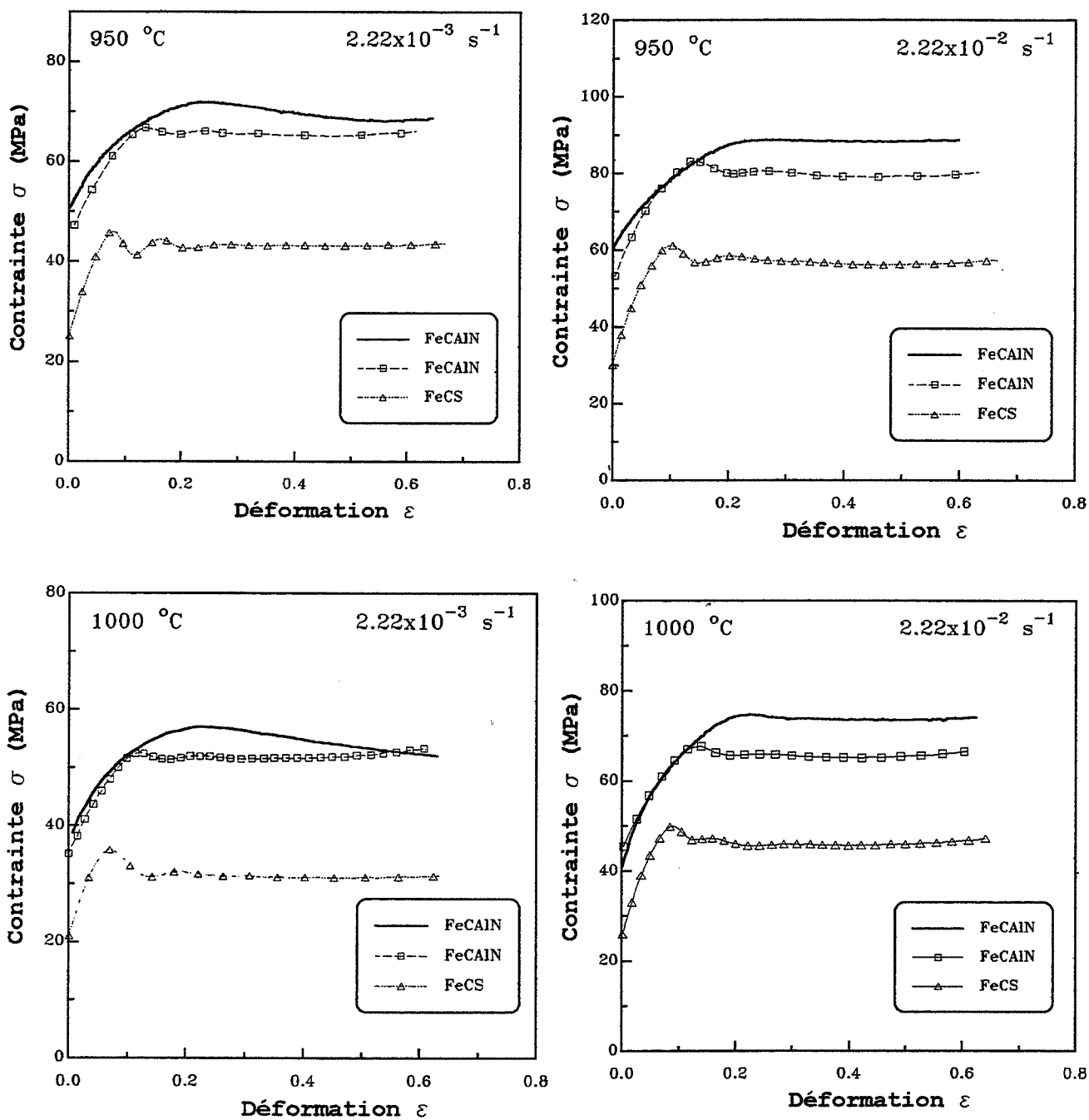


Figure II-37: Comparaison des comportements rhéologiques des trois alliages FeCS, FeCAINs et FeCAIN à 950°C et à 1000°C. Influence des éléments d'addition (AlN) et soufre.

II-7 Discussion et conclusion

Cette étude a permis de caractériser le comportement rhéologique à chaud ($T \geq 0,6T_f$) des alliages de fer de haute pureté dopés par les éléments, carbone, aluminium, azote et soufre. L'influence des facteurs température et vitesse de déformation sur le comportement global a été mise en évidence respectivement à travers les paramètres rhéologiques suivants: coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation et énergie d'activation apparente.

Ainsi, pour les trois nuances étudiées FeCS, FeCAINS et FeCAIN on a pu observer une bonne reproductibilité des essais effectués.

L'allure des courbes contrainte-déformation obtenues par compression à chaud indique la présence d'un phénomène commun au comportement de ces trois alliages qui est la présence de phénomènes d'adoucissement tels que la restauration dynamique et la recristallisation dynamique. Toutefois, excepté l'alliage FeCAINS, la recristallisation dynamique constitue le processus actif prédominant pendant la déformation à chaud.

- Influence des éléments d'alliage.

La figure II-37 présente l'influence des éléments soufre, aluminium et azote (AIN) sur l'écoulement plastique des trois alliages. L'allure des courbes contrainte-déformation indique un durcissement et un ralentissement de la recristallisation dynamique provoqués par la présence de l'aluminium et de l'azote (AIN).

Si on considère que les déformations ε_p sont caractéristiques du début de la recristallisation dynamique, la figure II-38 indique clairement le retard de la recristallisation dynamique imputé à la présence de AIN.

Ce comportement est d'autant plus marqué par la présence simultanée de AIN et du soufre. Ce dernier aurait pour effet de déterminer la taille et la dispersion des précipités d'AIN au sein de la matrice.

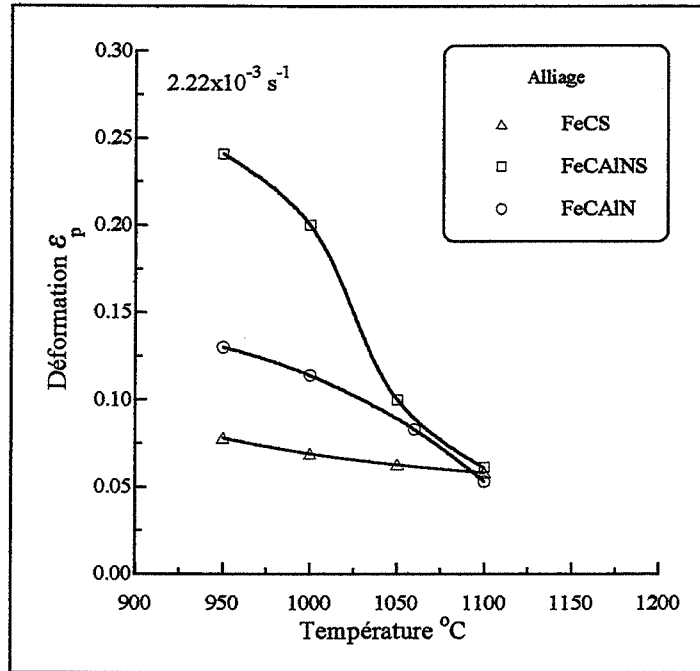


Figure II-38: Comparaison des évolutions des déformations ε_p en fonction de la température pour les trois alliages FeCS, FeCAINS et FeCAIN.

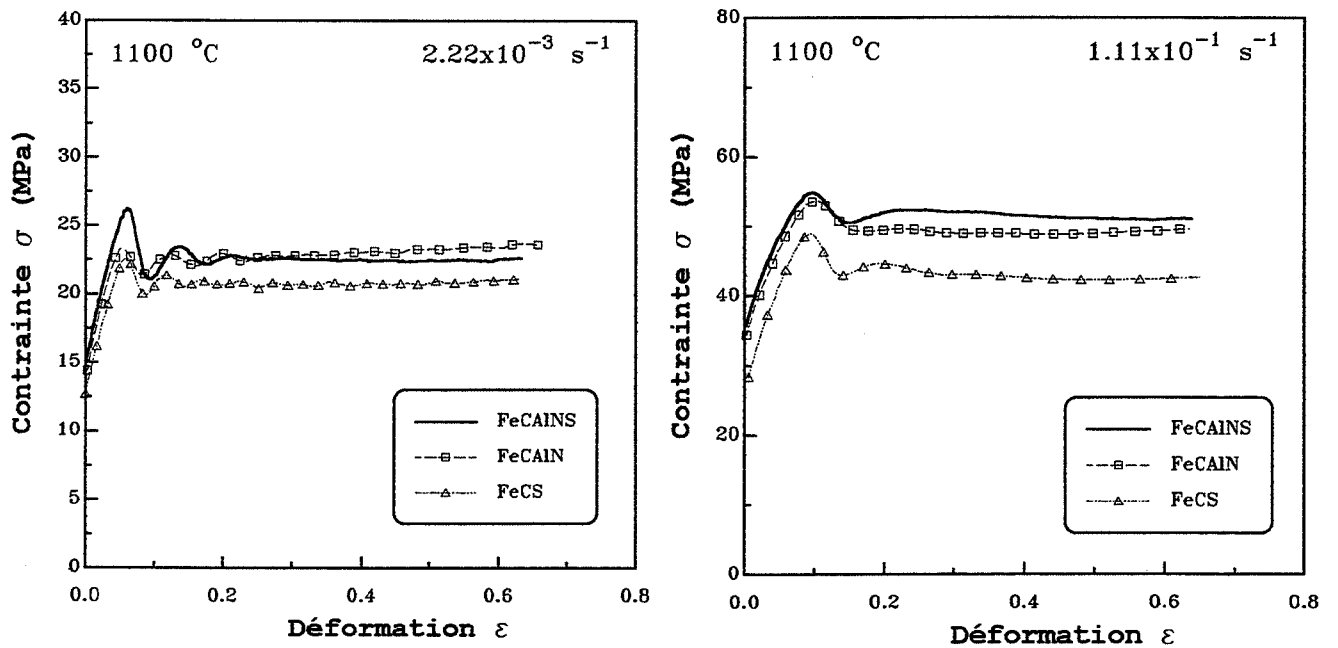


Figure II-39: Comparaison des comportements rhéologiques des trois alliages FeCS, FeCAINS et FeCAIN à 1100°C.

Aux températures élevées ($T \geq 1100$ °C), l'effet de durcissement d'AIN sur le comportement mécanique des deux nuances FeCAINS et FeCAIN a tendance à disparaître par une remise en solution des précipités (figures II-39). Le niveau de contrainte et l'allure des courbes rejoignent ceux observés pour l'alliage FeCS. Quant à la recristallisation dynamique, celle-ci est réactivée et les déformations ε_p se confondent pour les trois alliages (figure II-38).

Pour l'alliage FeCAINS, la présence simultanée de AIN et du soufre provoque également, aux faibles températures (comprises entre 950 °C et 1000 °C) et aux vitesses de l'ordre de 10^{-3} s⁻¹, une baisse de la ductilité à chaud. A l'échelle macroscopique cet état de fragilité du FeCAINS se traduit par l'apparition de fissures au cours de la déformation. L'endommagement observé devient plus important lorsque la vitesse de sollicitation diminue.

Selon TACIKOWSKI (1986), l'action conjointe de ségrégation du soufre et des précipités aux joints de grains austénitiques serait à l'origine de la baisse de ductilité. Quelques essais de traction à chaud effectués sur cet alliage ont permis de mettre en évidence cette baisse de ductilité et les résultats obtenus sont en bon accord avec ceux de l'étude de Tacikowski sur la ductilité à chaud des alliages de fer contenant du soufre et des nitrures d'aluminium.

- Influence de la vitesse de déformation.

En ce qui concerne la sensibilité à la vitesse de déformation, nous avons noté (figure II-40) qu'aux faibles températures les deux alliages FeCAIN et FeCAINS sont moins sensibles à la vitesse que l'alliage FeCS. Naturellement, aux températures élevées ($T \geq 1100$ °C) après une remise en solution des précipités d'AIN, le coefficient m tend vers la valeur moyenne de 0,2 commune aux trois nuances d'alliage.

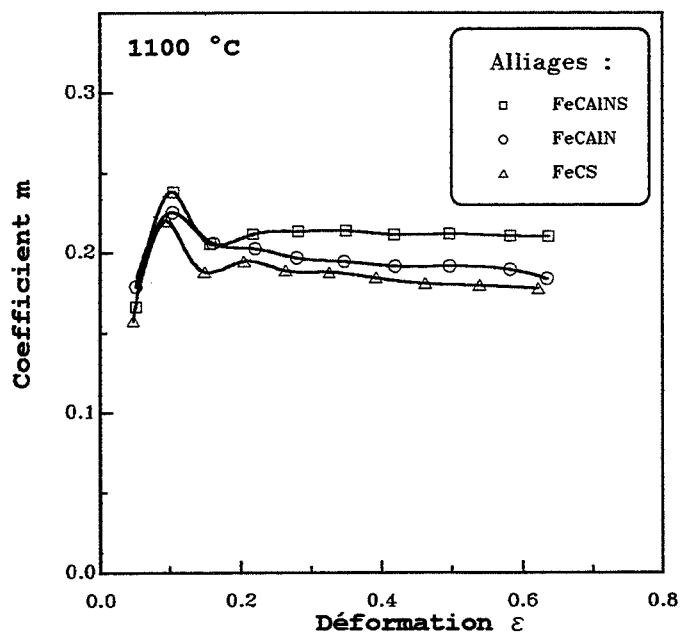
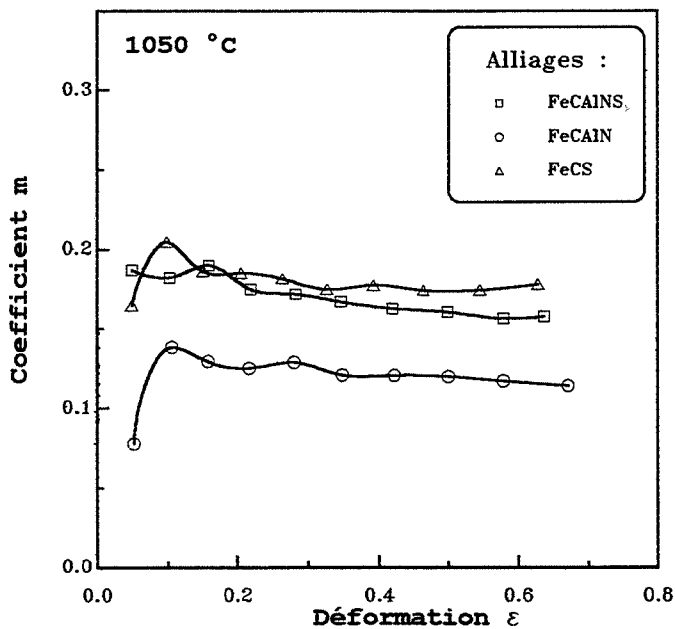
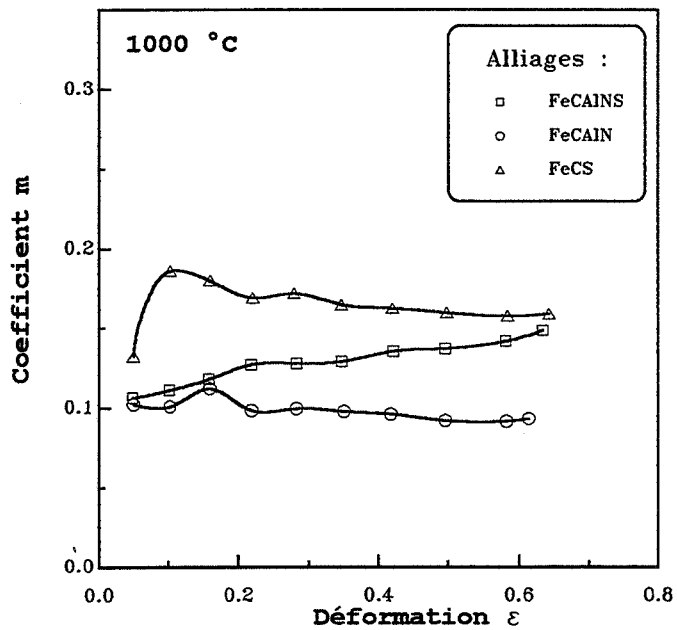
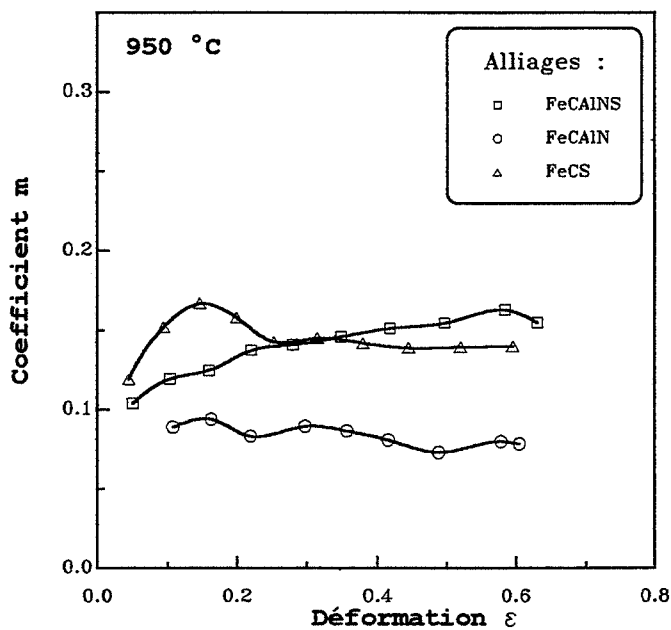


Figure II-40: Comparaison des valeurs du coefficient m de sensibilité à la vitesse de déformation obtenues pour différentes températures pour les trois nuances FeCS, FeCAINS et FeCAIN.

- Influence de la température de déformation.

L'influence de la température de déformation sur les caractéristiques rhéologiques des trois alliages est de type "classique" c'est à dire que les paramètres augmentent avec la température et vice versa.

Si on admet que la contrainte, la vitesse de déformation et la température peuvent être reliées par la relation de SELLARS et TEGART pour la gamme utilisée des températures et des vitesses de déformation, on obtient une énergie d'activation apparente de 348 kJ/mole pour l'alliage FeCS. Cette valeur étant supérieure à celle de l'énergie d'autodiffusion du fer austénitique (270 kJ/mole), indique probablement que la déformation à chaud du FeCS est contrôlée par le processus de recristallisation dynamique.

Pour l'alliage FeCAINS, nous avons évalué une énergie d'activation de 415 kJ/mole pour des températures inférieures à 1000°C (pour lesquelles l'adoucissement du matériau est dû en grande partie à la restauration dynamique), tandis que pour les températures supérieures à 1050°C, pour lesquelles nous avons observé de la recristallisation dynamique, l'énergie d'activation prend la valeur de 566 kJ/mole. La valeur de 554 kJ/mole a été estimée pour le FeCAIN dont l'allure des courbes contrainte-déformation correspond à la présence de la recristallisation dynamique au cours de la déformation.

Pour les trois alliages, la comparaison des valeurs obtenues pour Q (tableau II-6) indique que les éléments d'alliage (soufre, aluminium et azote) favorisent l'augmentation de l'énergie d'activation apparente. .

Enfin, par le paramètre Zener Hollomon on a pu établir une corrélation entre les caractéristiques rhéologiques des alliages (contrainte stationnaire, contrainte maximale et déformation correspondante) et les paramètres du chargement thermomécanique (température et vitesse de déformation).

CHAPITRE III

LOIS DE COMPORTEMENT A CHAUD AVEC RECRISTALLISATION DYNAMIQUE

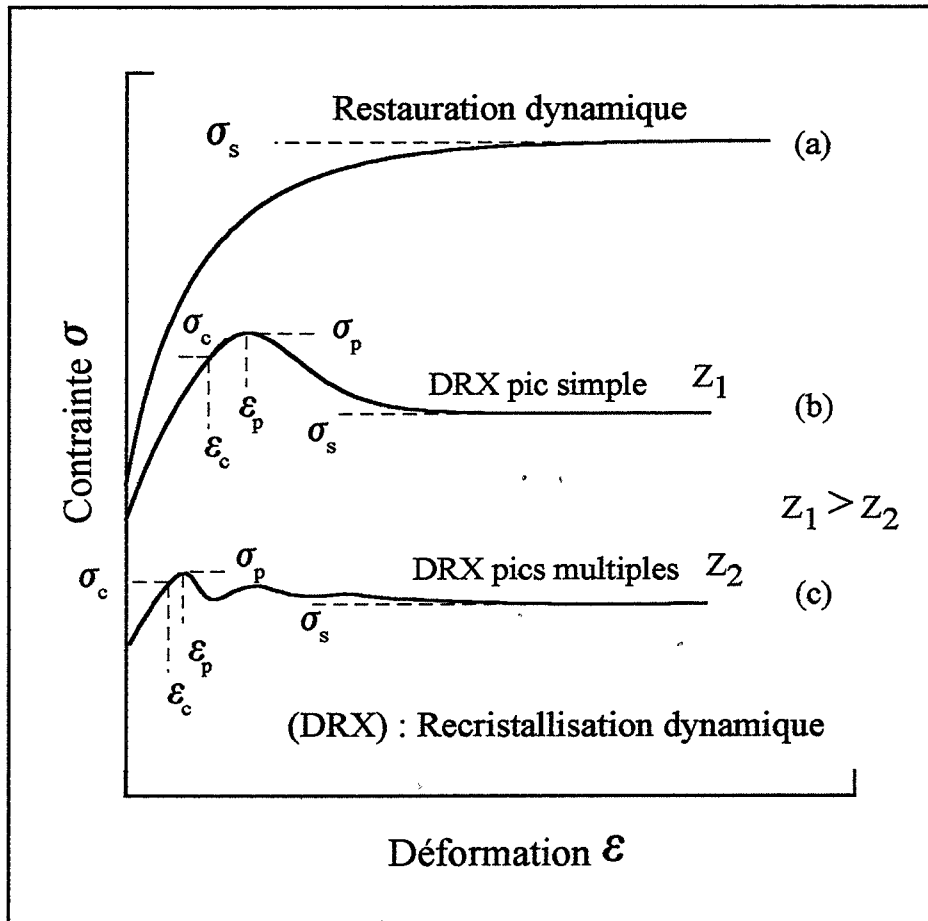


Figure III-1: Représentation schématique du comportement à chaud, (a) d'un matériau où le seul processus d'adoucissement est la restauration dynamique, (b) et (c) d'un matériau où le processus de restauration dominant est la recristallisation dynamique.

III- Lois de comportement à chaud avec recristallisation dynamique.

III-1 Introduction

Dans le chapitre II, l'étude rhéologique à chaud (en l'absence du phénomène de striction) des alliages de fer pur nous a permis de connaître leur comportement mécanique jusqu'à des déformations de l'ordre de $\varepsilon=0,7$ pour différentes températures et pour différentes vitesses de déformation. Du point vue pratique, les données de ces résultats expérimentaux ne sont pas toujours exploitables, en particulier si on souhaite connaître le comportement pour d'autres températures ou pour d'autres vitesses de déformation qui ne font pas partie du programme d'essais effectués.

Cette partie sera donc consacrée à la recherche de relations du type $\sigma = f(\varepsilon, T, \dot{\varepsilon})$ permettant de décrire le comportement à chaud de ces alliages en présence de la recristallisation dynamique à différentes températures et à différentes vitesses de déformation.

Ce chapitre commencera par une revue des principaux modèles qui ont été proposés dans la littérature pour décrire le comportement à chaud des métaux ou des alliages en présence de la restauration dynamique (rd) ou de la recristallisation dynamique (DRX). Compte tenu de leur importance dans cette étude, certains modèles seront exposés en détail.

Puis, une nouvelle approche du comportement à chaud associé à la recristallisation dynamique sera proposée. Ce modèle repose sur l'étude des courbes $\theta-\sigma$ et $\theta-\varepsilon$ où θ représente le taux de consolidation. A titre de rappel, la figure III-1 reprend les différents types de comportements obtenus lors de la déformation à chaud des métaux ou des alliages.

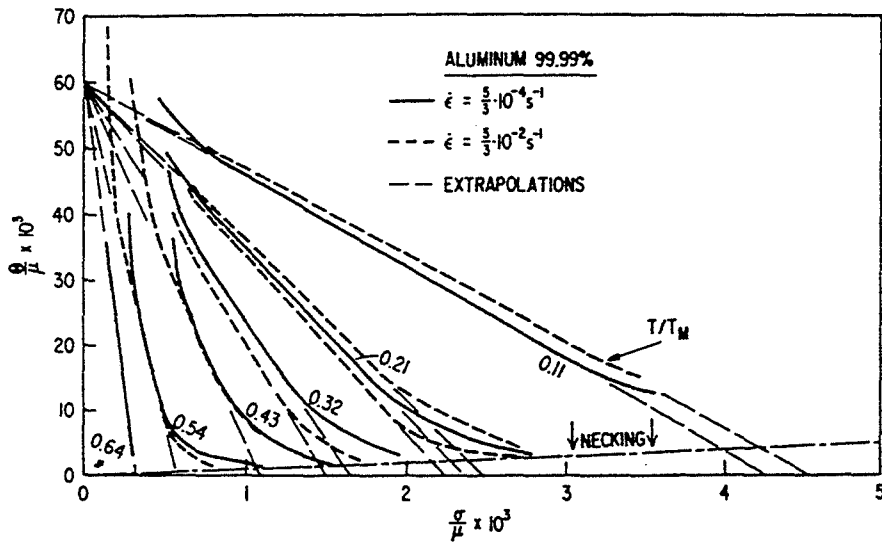


Figure III-2: Courbes θ - σ obtenues à partir de résultats de traction sur l'aluminium pur, d'après Kocks (1976).

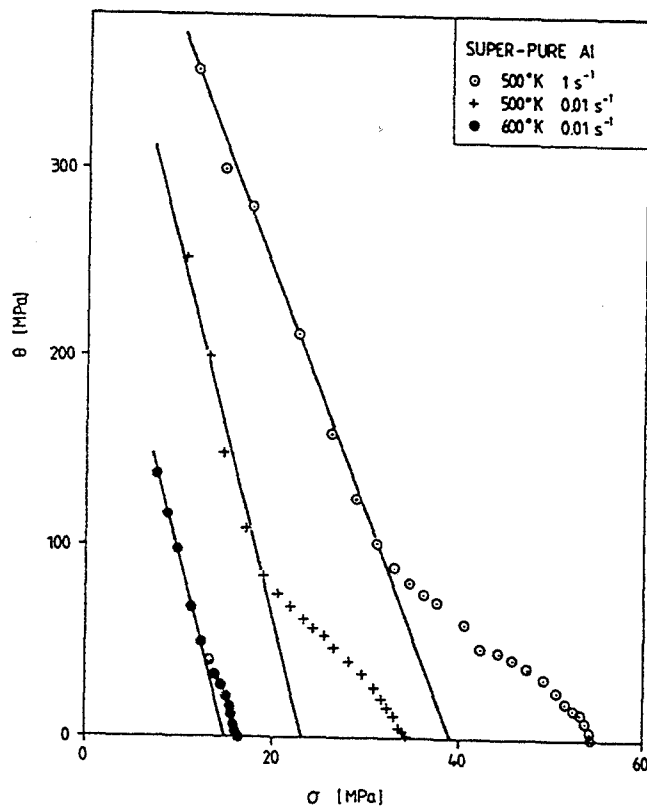


Figure III-3: Courbes θ - σ , dans la cas de la restauration dynamique. Comparaison des valeurs de θ calculées à l'aide la relation (III.1) avec celles de Kocks obtenues à partir des courbes de traction de l'aluminium pur, d'après ROBERTS.

III-2 Formulation des lois σ - ε à chaud.

III-2-1 Etudes antérieures.

III-2-1-1 Cas de la restauration dynamique.

a- Lois θ - σ .

Les lois σ - ε proposées par divers auteurs pour décrire le comportement à chaud des métaux ou des alliages en présence de la restauration dynamique ont été souvent formulées à partir des relations du type θ - σ ($\theta = (\partial\sigma / \partial\varepsilon)_{T,\dot{\varepsilon}}$).

Le choix de ce type de relations fait référence à une description de l'écoulement plastique par θ , sous forme de superposition d'un terme d'écrouissage θ_h du à la multiplication des dislocations et d'un terme d'adoucissement θ_r qui représente la contribution de la restauration dynamique. Soit la loi additive d'écrouissage $\theta = \theta_h - \theta_r$.

◆ Loi de Kocks.

Pour représenter l'évolution de θ en fonction de la contrainte σ dans le cas de la restauration dynamique, Kocks (1976) a proposé une loi basée essentiellement sur le formalisme proposé initialement par VOCE en 1948 pour décrire sous forme d'exponentielle les courbes σ - ε . Cette loi s'écrit:

$$\theta = \theta_0 \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_s} \right) \quad (\text{III.1})$$

où σ_s est la contrainte correspondant au régime stationnaire d'écoulement et θ_0 est une valeur initiale conventionnelle de la variable θ .

Pour vérifier la validité de cette relation, Kocks a utilisé des résultats d'essais de traction effectués sur de l'aluminium. La figure III-2 illustre l'évolution de θ , en fonction de σ . Elle est obtenue par dérivation des courbes expérimentales σ - ε . D'après Kocks, la présence de la striction lors de l'essai de traction est à l'origine des déviations observées entre les points expérimentaux et les courbes calculées.

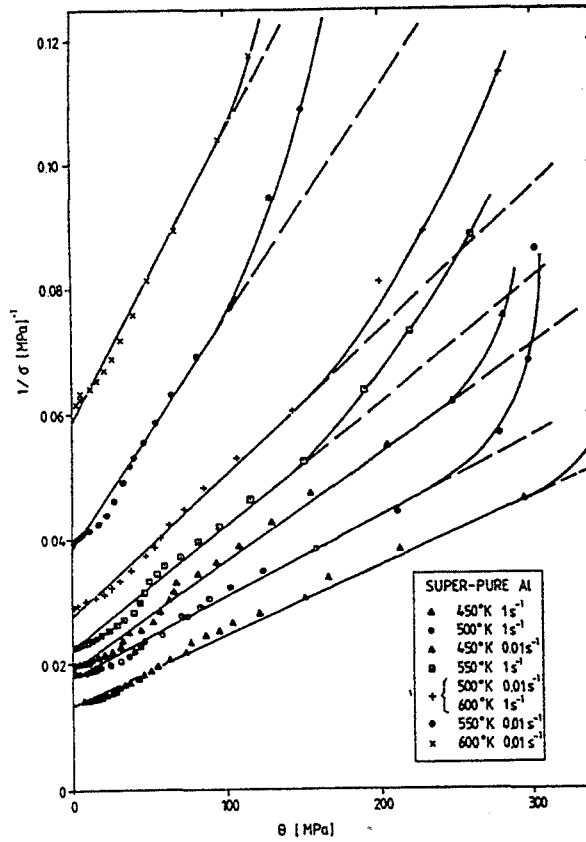


Figure III-4: Courbes θ - $(1/\sigma)$ obtenues par des résultats de compression pour l'aluminium pur, d'après ROBERTS (1984).

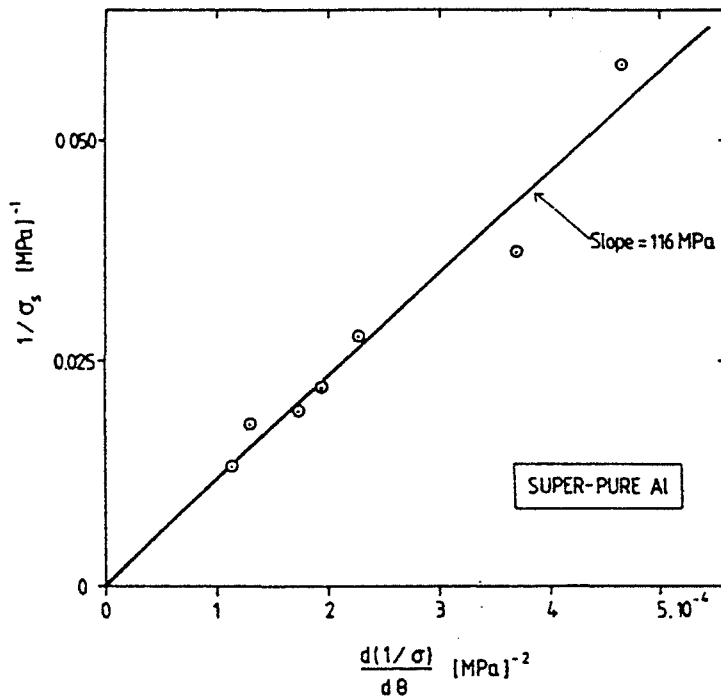


Figure III-5: Relation entre la pente des courbes θ - $(1/\sigma)$ de la figure III-4 et l'inverse de la contrainte stationnaire, d'après ROBERTS (1984).

Ainsi, les courbes θ - σ ont été extrapolées afin de déterminer la valeur initiale de θ_0 et la valeur de la contrainte σ_s du régime stationnaire. En considérant que θ_0 est indépendant de la vitesse de déformation et qu'elle dépend de la température à travers uniquement le module de cisaillement μ , Kocks normalise les valeurs de θ par μ . L'auteur observe donc que pour les faibles températures, θ_0/μ (obtenue par extrapolation pour $\sigma=0$) converge vers une valeur constante indépendante de la température et de la vitesse de déformation figure III-2. FERRON et MLIHA-TOUATI (1987) retrouvent pour l'aluminium 1050 cette même convergence de θ/μ (extrapolée pour $\sigma=0$) vers une valeur constante.

D'après LAASRAOUI et JONAS (1991), l'extrapolation précédente de θ/μ appliquée au cas des aciers à faible quantité de carbone ne converge pas vers une valeur constante de θ_0/μ . En particulier, à haute température, l'extrapolation de θ/μ peut prendre des valeurs initiales très élevées. Ceci a été également observé par MLIHA-TOUATI (1985) et par DIERKS et BURKE (1974) pour l'acier 304.

Dans le but de valider le modèle de Kocks pour des valeurs de la contrainte au voisinage de σ_s et de vérifier l'extrapolation faite sur les courbes de traction pour représenter l'évolution de θ au voisinage de σ_s , ROBERTS (1984) a utilisé des résultats de compression sur de l'aluminium pur. Les essais ont été effectués à des températures allant de 723°C à 873 °C, à des vitesses de déformation de l'ordre de $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et à des déformations de $\epsilon = 1$ afin d'obtenir une bonne approximation de la contrainte stationnaire σ_s .

D'après ROBERTS (1984), d'une part les valeurs de σ_s obtenues expérimentalement par les essais de compression à chaud pour l'aluminium pur sont nettement supérieures à celles déterminées par l'extrapolation de Kocks; d'autre part, l'évolution de θ en fonction de σ indique (figure III-3) que pour des contraintes faibles, la relation (III.1) décrit correctement les courbes θ - σ . En revanche, lorsque la contrainte σ approche les valeurs de σ_s , les

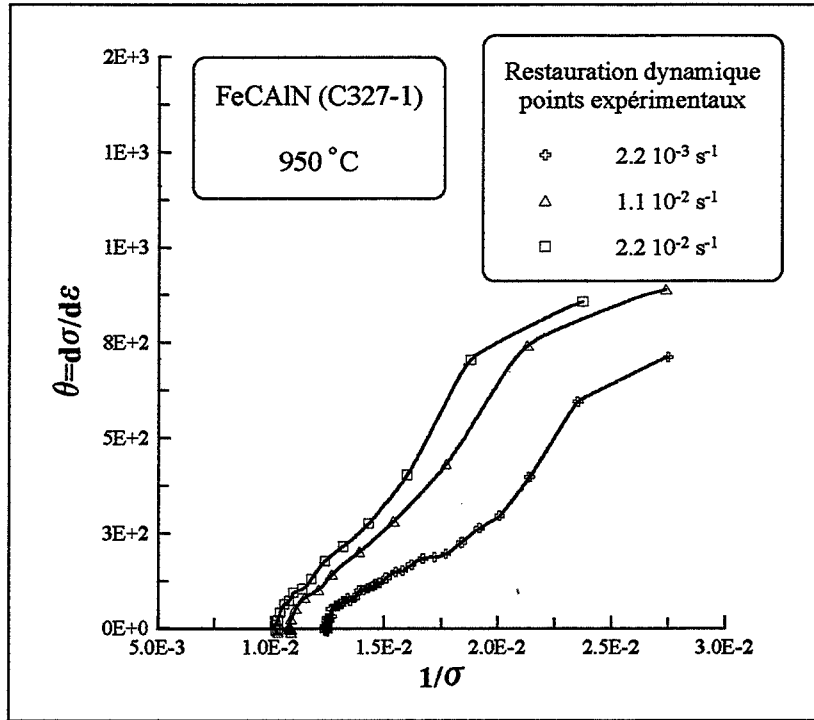


Figure III-6: Courbes θ - $(1/\sigma)$ obtenues à partir de résultats de compression à chaud de l'alliage FeCAIN à 950 °C, cas où le processus d'adoucissement est la restauration dynamique.

courbes théoriques s'éloignent nettement des points expérimentaux.

◆ **Loi de Roberts.**

En portant, cette fois-ci, les variations de θ en fonction de l'inverse de la contrainte $1/\sigma$ obtenues pour l'aluminium pur, ROBERTS constate que pour des valeurs de la déformation supérieures à 0,05, θ peut être reliée linéairement à $1/\sigma$ au lieu de σ comme le montre la figure III-4. L'auteur propose alors la loi θ - σ suivante:

$$\theta = P \left(\frac{\sigma_s}{\sigma} - 1 \right) \quad (\text{III.2})$$

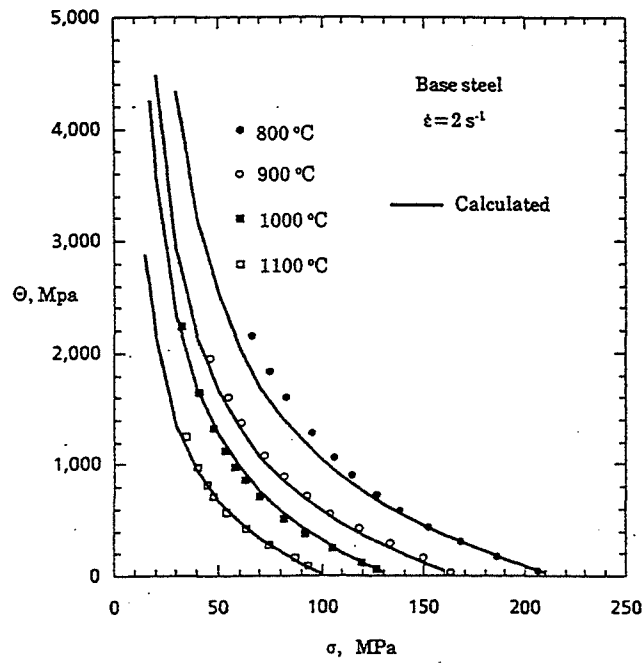
où P est la pente de la courbe $(1/\sigma_s) \Leftrightarrow [d(1/\sigma)/d\theta]$ (figure III-5) qui est supposée constante dans le domaine utilisé de températures et de vitesses de déformation.

Afin de vérifier la validité de la relation précédente dans le cas des aciers faiblement alliés, nous avons calculé les valeurs θ à partir des courbes expérimentales de compression. Ainsi, sur la figure III-6, nous avons porté les valeurs de θ , en fonction de $1/\sigma$ pour l'alliage FeCAIN. On constate que pour les alliages de fer pur la relation θ - $(1/\sigma)$ n'est pas tout à fait linéaire en ce qui concerne les alliages de fer pur. Par ailleurs, dans le cas des aciers industriels, ROBERTS a constaté que le paramètre P qui est supposé rester constant, diminue avec l'augmentation de la température.

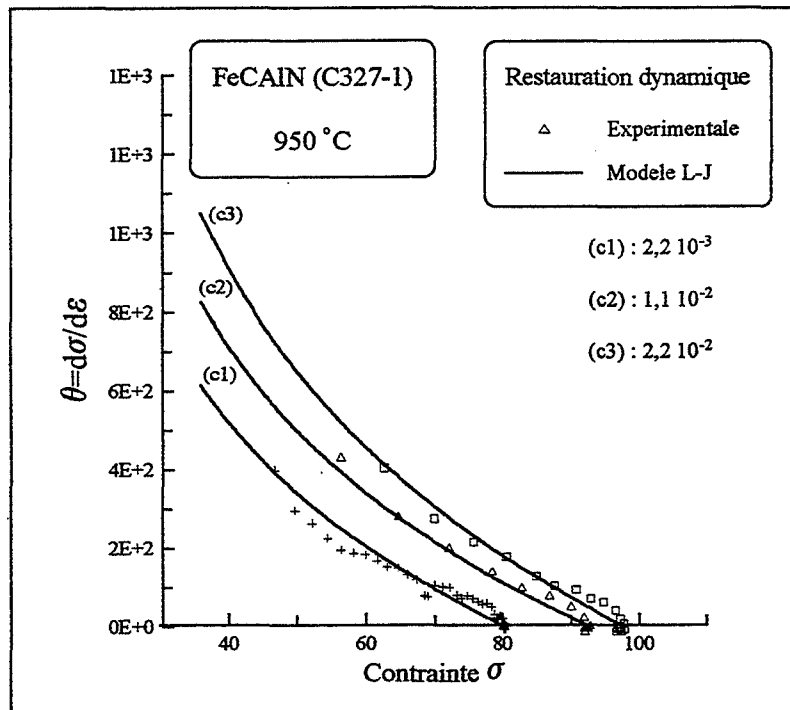
◆ **Loi de Laasraoui et Jonas.**

En s'inspirant des modèles précédents, LAASRAOUI et JONAS (1991) proposent, pour les aciers à faible quantité de carbone, une autre loi θ - σ pour décrire le comportement à chaud associé à la restauration dynamique. Cette loi s'écrit sous la forme suivante:

$$\theta = \left(\frac{A}{\sigma} - B \sigma \right) \quad (\text{III.3})$$



(a)



(b)

Figure III-7: Courbes θ - σ dans le cas de la restauration dynamique, Comparaison des valeurs de θ obtenues par la relation (III.3) avec celles déterminées à partir de courbes expérimentales σ - ϵ (a) Résultats de LAASRAOUI-JONAS (1991). (b) Résultats de compression de l'alliage FeCAIN à 950 °C.

Avec A et B deux constantes.

On remarque que la relation précédente est basée d'une part sur la formulation de KOCKS avec le terme linéaire en σ et d'autre part sur celle de ROBERTS avec le terme linéaire en $1/\sigma$.

La validité de cette relation est montrée par la figure III-6a, Laasraoui et Jonas ont utilisé des résultats de compression à chaud sur des aciers à faible quantité de carbone (0,03%C, 1,55%Mn, 0,18%Si). Les auteurs montrent ainsi que dans le cas de ces aciers, lorsque l'adoucissement du matériau se produit uniquement par restauration dynamique, l'évolution de θ en fonction de σ prend une allure de type hyperbolique (figure III- 7a).

Nous avons également appliqué le modèle de Laasraoui et Jonas (relation (III.3)) au cas des alliages de fer pur. La figure III-7b montre un exemple de courbes θ - σ pour la nuance FeCAIN à la température de 950°C et pour trois vitesses de déformation.

On constate que la relation proposée par Laasraoui et Jonas dans le cas de la restauration dynamique donne un meilleur ajustement des courbes expérimentales θ - σ relatives aux alliages de fer pur.

b- Interprétation des relations θ - σ .

Pour donner un sens physique aux relations précédentes, les auteurs considèrent qu'en terme de variation de densité de dislocations ρ , la déformation plastique à chaud associée à la restauration dynamique se décompose en deux termes (MECKING - KOCKS (1979,1981), ESTRIN et MECKING (1984), BERGSTRÖM et ARONSSON (1969,1972)). Un premier terme qui représente l'écrouissage (multiplication et stockage des dislocations sous l'effet de la déformation) et un deuxième terme qui traduit la contribution de la restauration dynamique (annihilation et réarrangement des dislocations). En d'autres termes, cela s'écrit sous la forme:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = \left(\frac{d\rho}{d\varepsilon} \right)_{\text{multip}} - \left(\frac{d\rho}{d\varepsilon} \right)_{\text{rest}} \quad (\text{III.4})$$

En considérant que la contrainte σ est reliée à la densité de dislocations ρ par la relation:

$$\sigma = \alpha \mu b \sqrt{\rho} \quad (\text{III.5})$$

où μ est le module de cisaillement du matériau, α est une constante indépendante de la température et b est le vecteur de Burgers.

La relation (III.1) de Kocks s'écrit :

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = \frac{k_1 \sqrt{\rho} - k_2 \rho}{b} \quad (\text{III.6})$$

De la même façon, la relation (III.2) proposée par ROBERTS devient:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = k_1 - k_2 \sqrt{\rho} \quad (\text{III.7})$$

k_1 et k_2 sont deux constantes du matériau.

Pour la relation (III.3) de LAASRAOUI et JONAS on obtient :

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = h - r\rho \quad (\text{III.8})$$

h est un terme qui représente ici la multiplication des dislocations. Il est indépendant de la déformation. $r\rho$ représente la contribution de la restauration dynamique par annihilation et réarrangement des dislocations.

Par exemple, dans le cas de la loi de LAASRAOUI et JONAS on peut exprimer par intégration de la relation (III.8), l'évolution de la densité de dislocations ρ en fonction de la déformation ε lorsque le seul processus d'adoucissement présent pendant la déformation à chaud est la restauration dynamique, soit:

$$\rho = \rho_0 e^{-r\varepsilon} + \frac{h}{r} (1 - e^{-r\varepsilon}) \quad (\text{III.9})$$

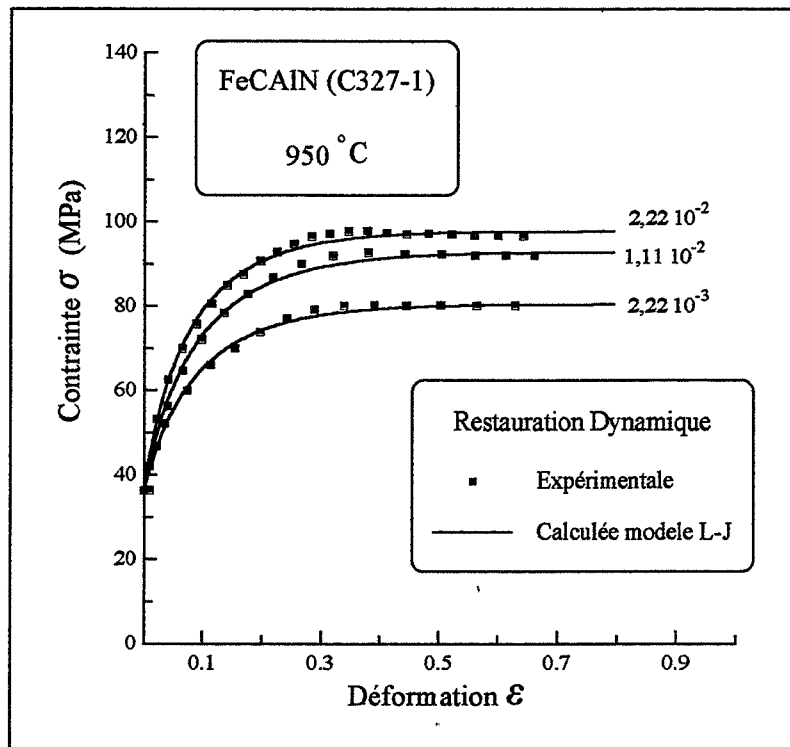


Figure III-8: Courbes σ - ϵ correspondant à la restauration dynamique. Comparaison des valeurs de σ calculées par la relation (III.10) avec les résultats de compression obtenus pour l'alliage FeCAIN à 950°C.

avec ρ_0 la densité initiale de dislocations.

Cette relation a déjà été proposée par BERGSTRÖM et al. (1972) pour les métaux CFC déformés à basse température.

c- Lois σ - ε (cas de la relation de Laasraoui-Jonas).

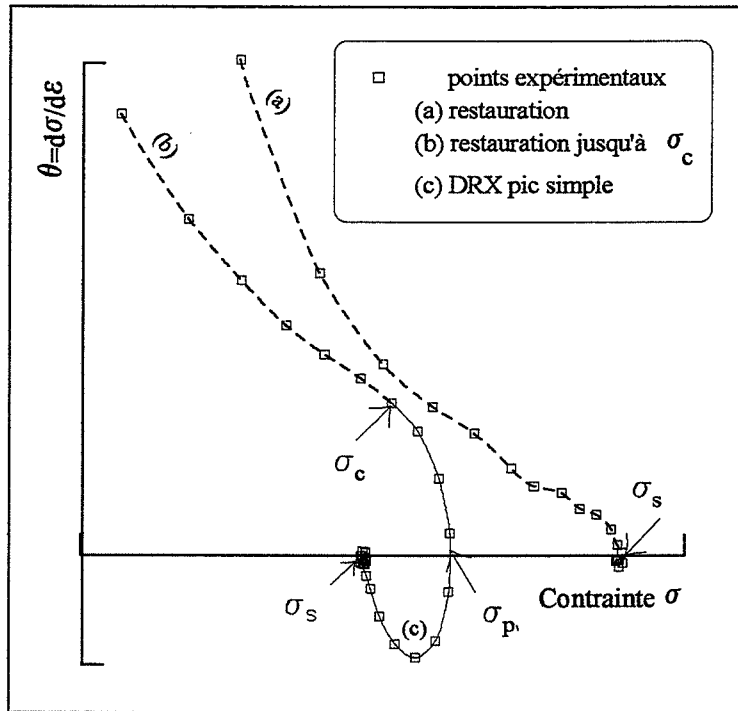
Pour passer en terme de contrainte, les relations (III.5) et (III.9) permettent d'écrire:

$$\sigma = \left[\sigma_{\text{srd}}^2 + \left[\sigma_0^2 - \sigma_{\text{srd}}^2 \right] e^{-\alpha \varepsilon} \right]^{1/2} \quad (\text{III.10})$$

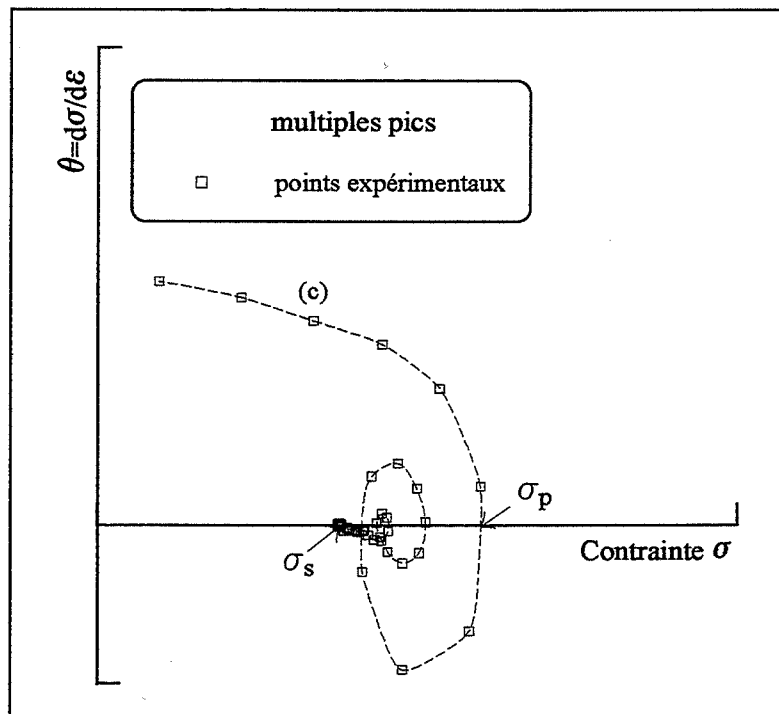
où σ_0 est la limite d'élasticité et σ_{srd} la contrainte stationnaire dont les expressions sont respectivement : $\sigma_0 = \alpha \mu b \sqrt{\rho_0}$ et $\sigma_{\text{srd}} = \alpha \mu b \sqrt{h/\Gamma}$.

Dans le cas des aciers à faible quantité de carbone (0.03%C), la valeur du paramètre α a été estimée de l'ordre de l'unité (LAASRAOUI et al. (1991), BERGSTRÖM et ARONSSON (1972)).

La figure III-8 illustre un exemple de courbes σ - ε théoriques évaluées d'après le modèle de LAASRAOUI-JONAS et expérimentales d'après des essais de compression à chaud sur l'alliage FeCAIN à 950 °C. On constate que ce modèle constitue une bonne approche du comportement à chaud en présence de la restauration dynamique pour les aciers à faible quantité de carbone.



(1)



(2)

Figure III-9: Courbes expérimentales θ - σ obtenues pour les alliages de fer pur. (1): restauration dynamique, courbe (a); recristallisation dynamique à un seul pic, courbe (b). (2): recristallisation dynamique à pics multiples, courbe (c).

III-2-1-2 Cas de la recristallisation dynamique.

Comme cela a été expliqué au paragraphe I-1 (chapitre I), pour un matériau à faible énergie de défaut d'empilement ou dans le cas où la valeur du paramètre de Zener-Hollomon est relativement faible, la vitesse de la restauration dynamique n'est pas suffisamment importante pour éliminer les dislocations. Ainsi, lorsque la densité des dislocations atteint une valeur critique suffisante pour activer la germination de nouveaux grains, la recristallisation dynamique apparaît et attribue (à partir d'une déformation critique notée ε_c) aux courbes σ - ε une allure particulière (figure III-1).

Dans ce cas, avant l'établissement du régime stationnaire associé à la recristallisation dynamique, les courbes σ - ε présentent un ou plusieurs pics de contrainte.

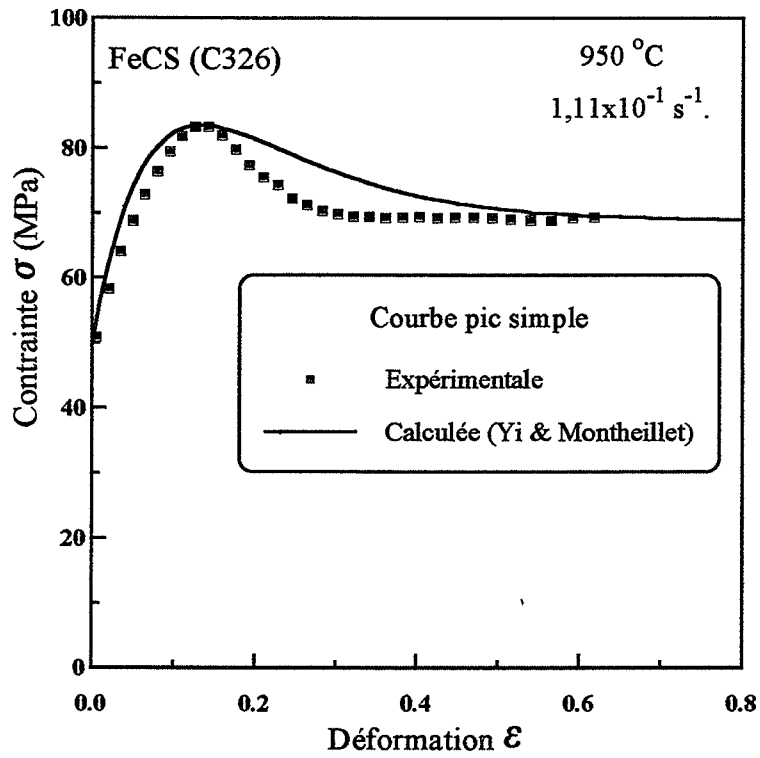
Si l'on s'intéresse à l'évolution de la variable θ en fonction de la contrainte, on peut d'ors et déjà signaler l'allure très complexe que prennent les courbes θ - σ dans le cas où le processus de recristallisation dynamique se produit au cours de la déformation à chaud (figure III-9).

a- Modèle de Yi et Montheillet.

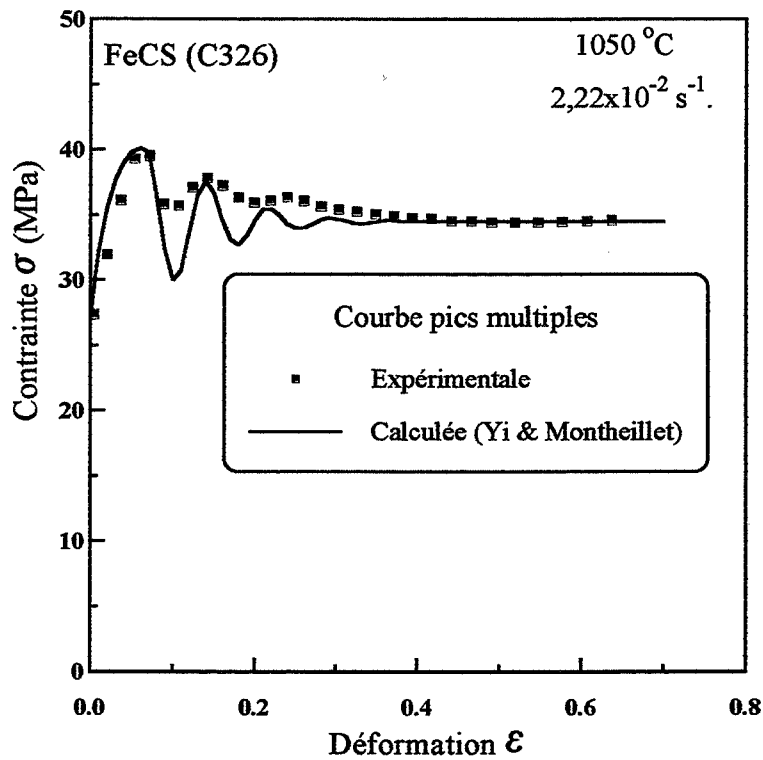
Pour décrire les courbes σ - ε correspondant à la recristallisation dynamique à simple pic et à multiples pics, YI et MONTHEILLET (1990) ont proposé une loi empirique basée sur la formulation de VOCE (1948) et PALM (1948) sous la forme suivante:

$$\sigma = f(\varepsilon) \exp[-\alpha\varepsilon] - \sigma_s \quad (\text{III.11})$$

α est une constante du matériau et $f(\varepsilon)$ prend des expressions différentes suivant que la recristallisation dynamique est à simple pic ou à pics multiples.



(a)



(b)

Figure III-10: Comparaison des Courbes σ - ϵ calculées par les relations de YI_MONTHEILLET avec les points expérimentaux des résultats de compression à chaud de l'alliage FeCS. (a) dans le cas où la recristallisation dynamique est à pic simple. (b) dans le cas où la recristallisation dynamique est à pics multiples.

⇒ Dans le cas où la recristallisation dynamique est à PS:

$$f(\varepsilon) = \sigma_0 - \sigma_s + A\varepsilon \quad \text{pour } \varepsilon \in [0, \alpha[\quad (\text{III.12})$$

⇒ Dans le cas où la recristallisation dynamique est à PM

$$\sigma = f(\varepsilon) \exp[-\alpha\varepsilon] - \sigma_s \quad \text{pour } \varepsilon \leq \varepsilon_p \quad (\text{III.13})$$

$$f(\varepsilon) = (\sigma_0 - \sigma_s + A\varepsilon) \text{Cos}[\beta(\varepsilon - \varepsilon_p)] \quad \text{pour } \varepsilon \geq \varepsilon_p \quad (\text{III.14})$$

σ_0 est la limite élastique, σ_s est la contrainte stationnaire et ε_p la déformation atteinte au premier maximum de la contrainte.

A est une constante du matériau et la grandeur $2\pi/\beta$ représente la pseudo-période des ondulations observées sur la courbe $\sigma-\varepsilon$ correspondant aux multiples pics.

L'application de ces relations au cas de l'alliage FeCS (pour lequel le comportement à chaud obtenu présente de la recristallisation dynamique à simple pic et à multiples pics) montre (figure III-10) que la courbe calculée s'éloigne trop souvent des points expérimentaux.

b- Modèle de Laasraoui-Jonas.

- Principe du modèle.

En étudiant séparément les deux phénomènes de la restauration dynamique et de la recristallisation dynamique, bien qu'ils puissent en réalité coexister au cours de la déformation à chaud d'un matériau, LAASRAOUI et JONAS (1991) proposent une autre approche des courbe $\sigma-\varepsilon$ à **simple pic**.

Ce modèle repose essentiellement sur l'évaluation du taux d'adoucissement X_d du à la présence de la recristallisation dynamique au cours de la déformation à chaud. Pour se faire, LAASRAOUI-JONAS (L-J) extrapolent, au delà de la déformation ε_c , la partie de la courbe $\sigma-\varepsilon$

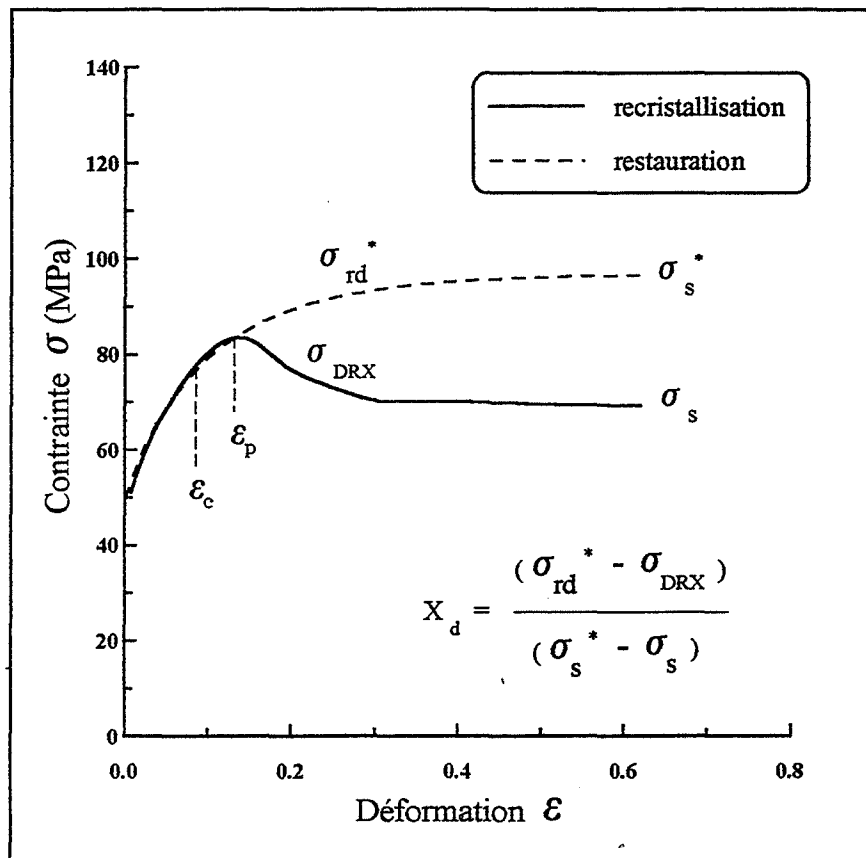


Figure III-11: Représentation schématique de la méthode utilisée par LAASRAOUI et JONAS dans le calcul des courbes σ - ε correspondant à la recrystallisation dynamique à simple pic.

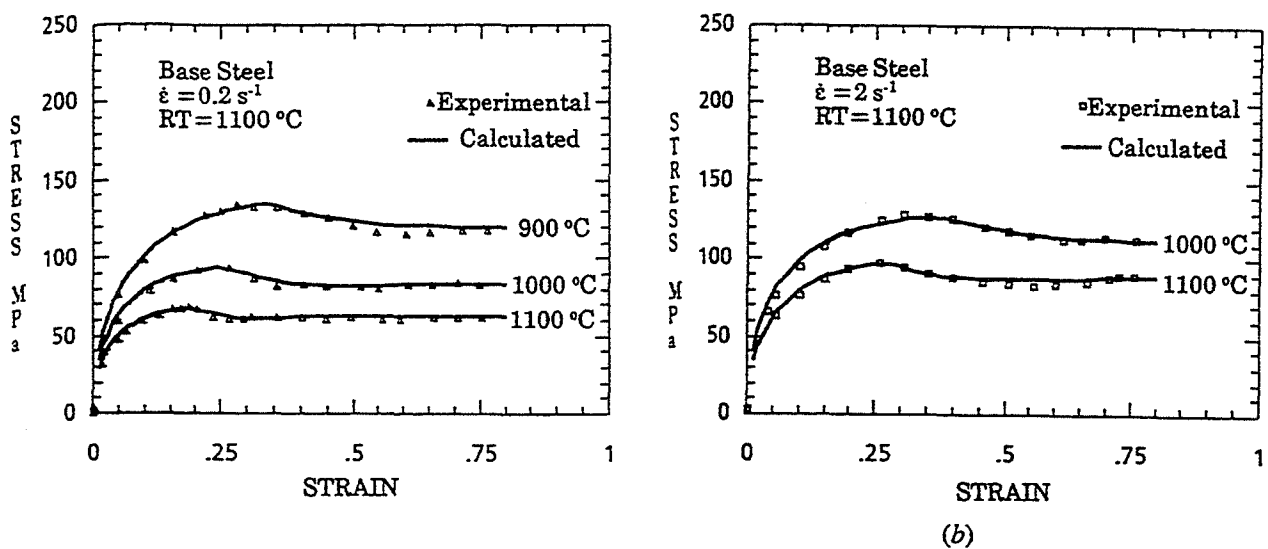


Figure III-12: Courbes contrainte-déformation, calculées par le modèle de LAASRAOUI et JONAS et expérimentales des alliages à faible quantité de carbone, d'après LAASRAOUI et JONAS (1991).

correspondant (en début de déformation) à la présence de la restauration dynamique. Une valeur théorique de la contrainte σ_s^* correspondant à un régime d'écoulement stationnaire fictif du matériau ($\varepsilon \geq \varepsilon_c$) a été déterminée (figure III-11). Dans ces conditions, cela revient, en quelque sorte, à dire que la contrainte σ_s^* caractériserait un comportement pour le quel le matériau aurait continué, pendant la déformation à chaud, à restaurer dynamiquement au delà de la déformation ε_c .

Etant donné, que la déformation critique ε_c correspondant au début de l'apparition de la recristallisation dynamique n'est pas directement mesurable sur une courbe expérimentale contrainte-déformation, LAASRAOUI-JONAS ont considéré que l'on pourrait négliger l'effet de la recristallisation dynamique sur la portion de courbe comprise entre ε_c et ε_p et qu'en première approximation, on peut considérer que le début de la recristallisation dynamique se produit à la déformation ε_p .

Ainsi, les auteurs évaluent le taux d'adoucissement X_d du à la présence de la recristallisation dynamique au cours de la déformation à chaud (figure III-11) de la manière suivante:

$$X_d = \frac{\sigma_{rd}^* - \sigma_{DRX}}{\sigma_s^* - \sigma_s} \quad (\text{III.15})$$

$$\text{d'où} \quad \sigma_{DRX} = \sigma_{rd}^* - (\sigma_s^* - \sigma_s) X_d \quad (\text{III.16})$$

σ_{DRX} et σ_s sont respectivement la contrainte d'écoulement et la contrainte stationnaire de la courbe associée à la recristallisation dynamique (pour des déformations supérieures à ε_p).

σ_{rd}^* et σ_s^* sont respectivement la contrainte d'écoulement et la contrainte stationnaire de la partie de la courbe correspondant à la restauration dynamique fictive au delà de la déformation critique ε_c .

Une loi de type AVRAMI a été utilisée pour exprimer l'évolution de la

fraction X_d en fonction de la quantité $\varepsilon - \varepsilon_p$ sous la forme suivante:

$$X_d = 1 - \exp\left[-k(\varepsilon - \varepsilon_p)^{n_d}\right] \quad (\text{III.17})$$

k et n_d sont deux constantes.

D'après ROBERTS et AHLBLOM (1978), ces paramètres dépendent non seulement des facteurs externes qui contrôlent la recristallisation dynamique (température, vitesse de déformation, taille initiale des grains), mais également de la nature du type des sites de germination et du temps de germination et de croissance de nouveaux grains au cours du processus de recristallisation dynamique.

Ainsi, LAASRAOUI-JONAS proposent pour la recristallisation dynamique à simple pic, la loi d'écoulement suivante :

pour $\varepsilon < \varepsilon_p$

$$\sigma_{rd} = \left[\sigma_s^{*2} + (\sigma_0^2 - \sigma_s^{*2}) e^{-r\varepsilon} \right]^{1/2} \quad (\text{III.18a})$$

et pour $\varepsilon \geq \varepsilon_p$

$$\sigma_{DRX} = \sigma_{rd}^* - \left[\sigma_s^* - \sigma_s \right] \left[1 - \exp(-k(\varepsilon - \varepsilon_p)^{n_d}) \right] \quad (\text{III.18b})$$

avec σ_0 la limite élastique, σ_s la contrainte stationnaire de la recristallisation dynamique et ε_p la déformation au pic de contrainte σ_p . Ces trois grandeurs peuvent être déterminées directement à partir d'une courbe expérimentale σ - ε . Quant aux paramètres σ_s^* et r , ils sont calculés par ajustement numérique de la relation (III.18a) avec les points expérimentaux correspondant à la partie de la courbe σ - ε définie par l'intervalle de déformation $[0, \varepsilon_p[$.

Des courbes représentant $\text{Ln}[\text{Ln}[(1/(1-X_d))]]$ en fonction de $\varepsilon - \varepsilon_p$ ont été tracées pour déterminer les valeurs de k et n_d . LAASRAOUI et JONAS ont trouvé que les valeurs du paramètre n_d étaient indépendantes de la température et de la vitesse de déformation et aient comprises entre 1,5 et

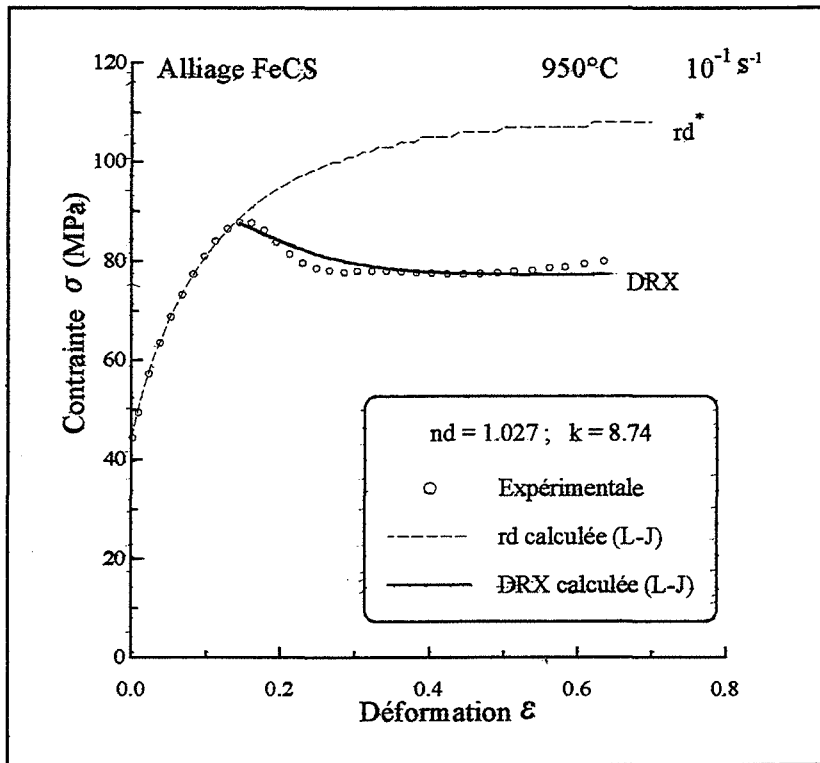


Figure III-13: Exemple de Courbes contrainte-déformation obtenues pour l'alliage FeCS à 950°C et à 10^{-3} s^{-1} , application du modèle de LAASRAOUI et JONAS.

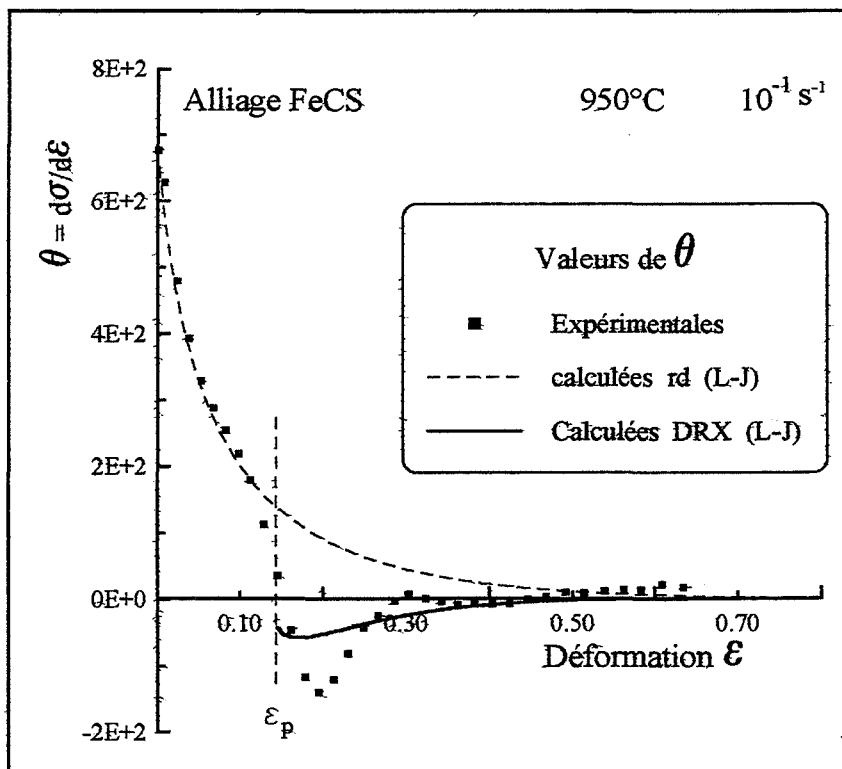


Figure III-14: Exemple de courbes θ - ϵ obtenues pour l'alliage FeCS à 950°C et à 10^{-3} s^{-1} , application du modèle de LAASRAOUI et JONAS.

1,6. Selon ROBERTS et AHLBLOM (1978), le paramètre n_d utilisé dans la loi d'Avrami varie de 1.2 à 1.4 pour les aciers, alors que SAH et al. (1974) ont trouvé $n_d=0.9$ dans le cas du nickel.

- Application du modèle

La figure III-12 illustre les résultats obtenus par LAASRAOUI-JONAS pour des alliages à faible quantité de carbone. Au vu de ces résultats, le modèle semble prévoir correctement l'allure des courbes σ - ε au delà de la déformation ε_p . Cependant, il faut tout de même noter que les courbes obtenues par Laasraoui-Jonas représentent un cas particulier dans le sens où la recristallisation dynamique n'est pas importante pendant la déformation à chaud. En effet, on peut noter que le pic de contrainte sur ces courbes est assez étendu. La déformation ε_p est importante et se situe sur une large plage de la courbe σ - ε .

Par ailleurs, l'application de la relation de Laasraoui et Jonas aux matériaux dont le comportement à chaud manifeste un adoucissement important par recristallisation dynamique (le pic de contrainte σ_p est bien marqué sur la courbe σ - ε et la déformation ε_p est plus faible mais facilement mesurable) permet de souligner que le modèle présente un certain nombre de points critiques:

- Pour l'alliage FeCS présenté au cours de cette étude, la relation de Laasraoui et Jonas ne décrit pas correctement la courbe expérimentale σ - ε (voir figure III-13).
- De plus, le modèle prévoit un pic de contrainte sans arrondi et beaucoup plus pointu que celui observé expérimentalement. Nous expliquons cela par le fait que LAASRAOUI-JONAS ont considéré que la recristallisation dynamique commence à la déformation ε_p au lieu de ε_c en négligeant ainsi l'apport de la recristallisation dynamique sur la partie arrondie de la courbe σ - ε comprise entre ε_c et ε_p .

Cette hypothèse a trouvé son fondement sur le fait que la déformation ε_c caractéristique du début de la recristallisation dynamique est difficile à évaluer expérimentalement avec précision.

Par ailleurs, si on dérive la relation (18b) par rapport à la déformation ε pour représenter l'évolution de $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ en fonction de ε , on constate (figure III-14) que celle-ci ne décrit pas l'allure des points expérimentaux. En plus, θ ne s'annule pas à la déformation ε_p alors que nous avons vu (chapitre I paragraphe I-2-2-2) que la condition $\theta=0$ à $\varepsilon=\varepsilon_p$ constitue une des caractéristiques fondamentales du phénomène de la recristallisation dynamique, puisqu'elle correspond à un état d'équilibre (instable) entre l'écroutissage produit par la déformation plastique et l'adoucissement dû à la recristallisation dynamique.

III-3 Bilan.

- En ce qui concerne la représentation des courbes $\sigma-\varepsilon$ ou $\theta-\sigma$ obtenues à chaud et correspondant à la restauration dynamique, seul le modèle de Laasraoui et Jonas (relations III.3 et III.10) peut être utilisé en première approximation dans le cas de nos alliages (figure III-8).
- Les lois (relations III.11 à 14) proposées par Yi et MONTHEILLET pour décrire le comportement à chaud en présence de la recristallisation dynamique ne sont pas satisfaisantes (figure III-10).
- Le modèle proposé par LAASRAOUI et JONAS (relations III.18a et b) dans le cas de la recristallisation dynamique se limite au cas des courbes à simple pic. De plus, il n'est pas valable pour les courbes $\theta-\varepsilon$ (figure III-14).
- La figure III-9 donne un exemple de diagramme $\theta-\sigma$ représentant l'évolution de θ en fonction de la contrainte σ en distinguant les différents modes d'adoucissement qui peuvent se produire pendant la déformation à chaud (restauration dynamique, recristallisation dynamique à pic simple et

recristallisation dynamique à pics multiples). Au vu de l'allure des courbes obtenues sur ce type de diagramme, on comprend aisément que cette représentation n'est pas simple à exploiter pour formuler des relations permettant de représenter l'évolution de θ en fonction de la contrainte. Notamment, lorsque la recristallisation dynamique s'active pendant la déformation à chaud, l'allure des courbes $\theta-\sigma$ se complique encore plus, en particulier dans le cas où le comportement à chaud est associé à la recristallisation dynamique à pics multiples.

En conclusion, toutes ces remarques nous ont conduit, de nouveau, à étudier de près les courbes $\sigma-\varepsilon$ et $\theta-\varepsilon$ et à proposer une autre approche pour décrire l'écoulement plastique à chaud en présence de la recristallisation dynamique. Comme nous le verrons, ce modèle permettra non seulement de calculer les courbes $\sigma-\varepsilon$ correspondant à la recristallisation dynamique, mais également de prévoir la valeur théorique de la déformation critique ε_c caractéristique du début de la recristallisation dynamique.

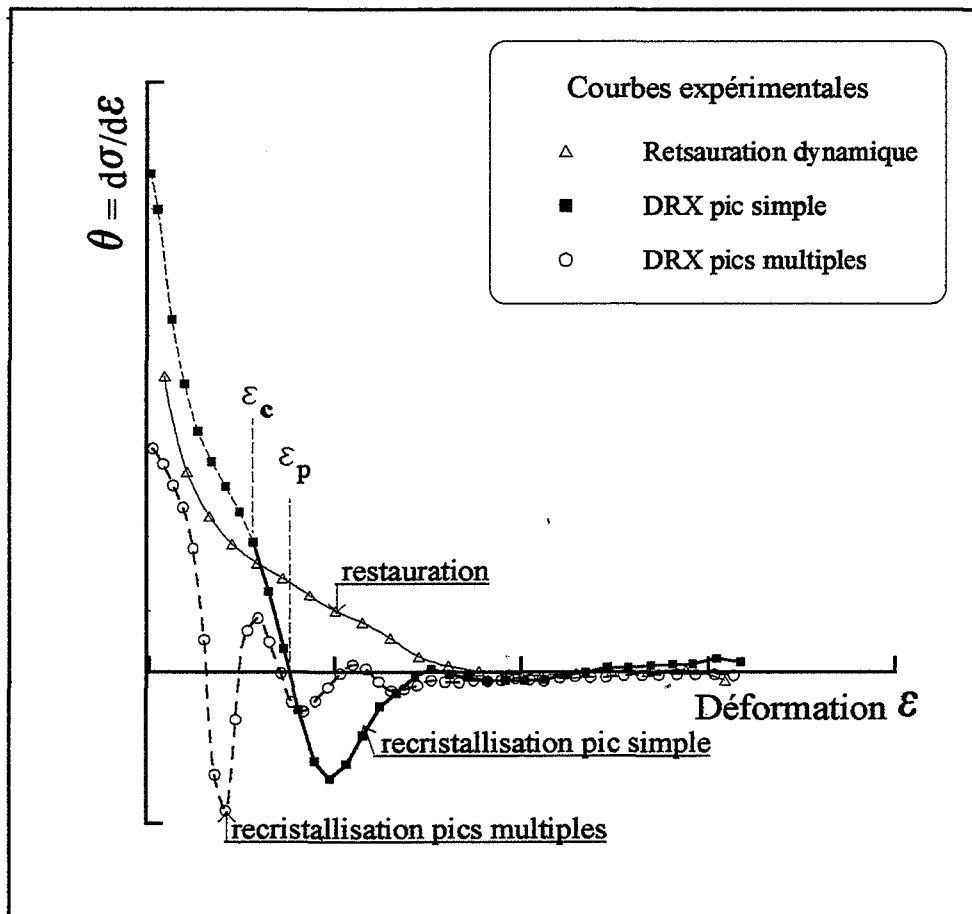


Figure III-15: Exemple de courbes expérimentales (diagramme θ - ε) montrant l'évolution du taux de consolidation θ en fonction de la déformation pour les trois processus d'adoucissement suivants: restauration dynamique; recristallisation dynamique à pic simple et recristallisation dynamique à pics multiples.

III-4 Nouvelle approche des lois σ - ε et θ - ε dans le cas de la recristallisation dynamique.

III-4-1 Formulation du problème.

Comme nous l'avons dit précédemment, le diagramme θ - σ n'est pas bien adapté pour représenter l'évolution de θ en fonction de la contrainte σ , lorsque le mode d'adoucissement qui intervient au cours de la déformation à chaud est la recristallisation dynamique. Nous avons donc choisi le diagramme θ - ε pour décrire la variation de θ en fonction de la déformation ε .

La figure III-15 représente l'évolution obtenue à partir de données expérimentales pour les trois types de comportement suivants: comportement associé à la restauration dynamique, comportement associé à la recristallisation dynamique à simple pic et comportement associé à la recristallisation dynamique à pics multiples.

De cette façon, on peut voir que le taux de consolidation θ prend une valeur initiale élevée puis diminue avec la déformation. Lorsque la recristallisation dynamique s'active à la déformation ε_c , θ décroît de plus en plus vite pour s'annuler à la déformation ε_p correspondant au pic de contrainte σ_p observé sur la courbe σ - ε . Au delà de la déformation ε_p , θ prend des valeurs négatives et passe par un ou plusieurs extremums (suivant que le comportement à chaud est associé à la recristallisation dynamique à pic simple ou à pics multiples). Enfin θ tend progressivement, soit par valeurs négatives (cas du pic simple) soit par oscillations amorties (cas des pics multiples), vers la valeur zéro correspondant au régime d'écoulement stationnaire.

Par ailleurs, on sait que pendant la déformation à chaud d'un matériau, l'adoucissement (éventuellement présent) est dû à la fois à la restauration dynamique et à la recristallisation dynamique. La prédominance au cours de la déformation, de chaque processus d'adoucissement par rapport

à l'autre et par rapport à l'écroûissage attribue aux courbes contrainte-déformation une allure spécifique. Par conséquent, pour modéliser ce type de comportement, il est nécessaire de tenir compte de l'importance que prend chacun de ces phénomènes d'adoucissement pendant la déformation à chaud.

Ainsi, on peut considérer que jusqu'à la déformation ε_c , en l'absence de la recristallisation dynamique, le comportement à chaud et l'allure des courbes σ - ε sont contrôlés par la restauration dynamique (certes faible) qui s'oppose à l'écroûissage. Au delà de la déformation critique ε_c , c'est la recristallisation dynamique qui s'active et prédomine par la suite en donnant ainsi aux courbes σ - ε une allure assez particulière.

III-4-2 Relations θ - ε .

Les lois θ - ε que nous proposons pour décrire le comportement à chaud en présence du processus de recristallisation dynamique, reposent en partie sur la formulation de Laasraoui-Jonas présentée précédemment dans le cas de la restauration dynamique (paragraphe II-2-1-1).

a- Partie restauration ($\varepsilon < \varepsilon_c$).

Pour décrire la partie de la courbe définie sur l'intervalle $[0, \varepsilon_c]$ et correspondant à la présence de la restauration dynamique, nous reprenons la loi θ - ε de Laasraoui-Jonas:

$$\theta_{rd} = \left(\frac{h}{\sigma} - r \sigma \right) \quad 0 \leq \varepsilon < \varepsilon_c \quad (\text{III.19a})$$

avec h et r deux constantes à déterminer comme précédemment paragraphe III-2-1-1-a.

b- Partie recristallisation dynamique ($\varepsilon \geq \varepsilon_c$).

◆ Courbes à simple pic.

Compte tenu de l'allure que prend la courbe θ - ε (figure III-13) lorsque

la déformation dépasse la valeur critique ε_c (début de la recristallisation dynamique), nous proposons la loi suivante :

$$\theta_{\text{DRX}} = \left(\frac{H}{\sigma} - R\sigma \right) (\varepsilon - \varepsilon_p) \quad \varepsilon \geq \varepsilon_c \quad (\text{III.19b})$$

où ε_p est la déformation atteinte au maximum de contrainte σ_p , H et R sont deux paramètres à déterminer.

Signalons simplement que dans ce cas, la condition à l'infini $\sigma = \sigma_s$ ($\theta = 0$ en régime stationnaire) permet d'écrire:

$$H = R \sigma_s^2$$

La validité de la loi (III.19b) proposée sera étudiée au paragraphe suivant III-5.

◆ **Courbes à pics multiples.**

Dans ce cas, il faut tout d'abord, rappeler qu'après le premier pic de contrainte l'écoulement du matériau passe par un régime transitoire. Ce régime correspondant à une succession de cycles d'écrouissage et d'adoucissement dont l'amplitude diminue avec la déformation. L'amortissement de ces cycles conduit à l'établissement du régime stationnaire ($\theta = 0$ ou $\sigma = \sigma_s$). Pour tenir compte de ce régime transitoire dans l'expression de θ , on y introduit un terme d'oscillations amorties soit:

$$\theta_{\text{DRX}} = \left(\frac{H_m}{\sigma} - R_m \sigma \right) \text{Sin} \left[\beta (\varepsilon - \varepsilon_p) \right] \text{Exp}(-\alpha \varepsilon) \quad \varepsilon \geq \varepsilon_c \quad (\text{III.19c})$$

où ε_p est la déformation atteinte au **premier** maximum de contrainte σ_p , $2\pi/\beta$ la pseudo-période des oscillations observées sur la courbe σ - ε , H_m et R_m sont des constantes à déterminer comme précédemment.

Le paramètre α contrôle l'amortissement des cycles correspondant au régime transitoire.

III-4-3 Relations σ - ε .

L'intégration (par rapport à la déformation ε) des équations différentielles suivantes: (III.19a) entre 0 et ε_c et (III.19b) et (III.19c) entre ε_c et ε , permet d'accéder aux expressions de la contrainte d'écoulement d'un matériau dont le comportement à chaud est associé à la présence de la recristallisation dynamique.

a- Partie restauration ($\varepsilon < \varepsilon_c$).

Nous obtenons pour la première tranche de la courbe définie par l'intervalle $[0, \varepsilon_c[$ et correspondant à la présence de la restauration dynamique, la relation de Laasraoui et Jonas:

⇒ pour $\varepsilon < \varepsilon_c$

$$\sigma_{rd} = \left[\sigma_s^{*2} + \left[\sigma_o^2 - \sigma_s^{*2} \right] e^{-2r\varepsilon} \right]^{1/2} \quad (\text{III.20a})$$

Comme dans le paragraphe III-2-1-2-b, σ_s^* représente la contrainte d'un régime d'écoulement stationnaire "fictif" ($\varepsilon_c > \varepsilon$).

b- Recristallisation dynamique ($\varepsilon \geq \varepsilon_c$).

De la même façon, l'intégration des relations (III.19b) et (III.19c) permet d'exprimer la contrainte d'écoulement du matériau, lorsque la recristallisation s'active dans l'intervalle de déformation $[\varepsilon_c, \infty [$ soit:

◆ Courbes à simple pic.

⇒ pour $\varepsilon \geq \varepsilon_c$

$$\sigma_{DRX} = \left[\sigma_s^2 - \left(\sigma_s^2 - \sigma_c^2 \right) \frac{g(\varepsilon)}{g(\varepsilon_c)} \right]^{1/2} \quad (\text{III.20b})$$

avec

$$g(\varepsilon) = \text{Exp} \left[-R (\varepsilon - \varepsilon_p)^2 \right]$$

σ_c : la contrainte correspondant à la déformation critique ε_c .

◆ **Courbes à pics multiples.**

⇒ pour $\varepsilon \geq \varepsilon_c$

$$\sigma_{DRX} = \left[\frac{H_m}{R_m} - \left(\frac{H_m}{R_m} - \sigma_c^2 \right) \frac{h(\varepsilon)}{h(\varepsilon_c)} \right]^{1/2} \quad (\text{III.20c})$$

avec
$$h(\varepsilon) = \text{Exp} \left[-2 R_m J_{\alpha\beta}(\varepsilon) \right]$$

$$J_{\alpha\beta}(\varepsilon) = -\frac{1}{\alpha^2 + \beta^2} \left[\beta \text{Cos} \left[\beta(\varepsilon - \varepsilon_p) \right] + \alpha \text{Sin} \left[\beta(\varepsilon - \varepsilon_p) \right] \right] \text{Exp}(-\alpha \varepsilon)$$

la condition du régime stationnaire ($\sigma = \sigma_s$) permet d'écrire:

avec
$$\sigma_s^2 = \left[\frac{H_m}{R_m} - \left(\frac{H_m}{R_m} - \sigma_c^2 \right) \frac{1}{h(\varepsilon_c)} \right]$$

soit:

$$\sigma_{DRX} = \left[\frac{H_m}{R_m} - \left(\frac{H_m}{R_m} - \sigma_s^2 \right) h(\varepsilon) \right]^{1/2} \quad (\text{III.20d})$$

σ_s : la contrainte stationnaire de la courbe correspondant à la recristallisation dynamique.

ε_p : la déformation atteinte au **premier** maximum de la contrainte pour les courbes à multiples pics.

Les relations proposées font intervenir un certain nombre de paramètres qui dépendent de la température et de la vitesse de déformation. Certains d'entre eux peuvent être obtenus par voie expérimentale et d'autres sont inconnus:

- Paramètres connus (expérimentalement) : contrainte initiale σ_0 ; contrainte stationnaire σ_s ; déformation ε_p et pseudo-période β .
- Paramètres inconnus : déformation critique ε_c ; contrainte correspondante σ_c ; r ; σ_s^* ; H ; R ; H_m ; R_m et α .

Pour déterminer ces derniers paramètres nous allons utiliser les caractéristiques de la courbe contrainte-déformation correspondant à la recristallisation dynamique à simple pic et à pics multiples.

III-4-4 Détermination des paramètres des relations θ - ε et σ - ε .

a- Courbes à simple pic.

En désignant par (figure III-1):

Crd : portion de la courbe σ - ε où la recristallisation dynamique est absente.
l'intervalle $[0, \varepsilon_c [$,

CDRX : portion de la courbe σ - ε où la recristallisation dynamique est active.
l'intervalle $[\varepsilon_c, \infty [$.

Connaissant les valeurs du couple $(\varepsilon_p, \sigma_p)$ correspondant au pic de contrainte observé sur la courbe expérimentale σ - ε , une première équation est obtenue en écrivant que la relation (III.20b) doit être vérifiée en ce point, soit:

$$\sigma_p = \text{CDRX}(\varepsilon_p) \quad (\text{E1})$$

Par ailleurs, la continuité de la contrainte, de ses dérivées premières et secondes le long de la courbe σ - ε , nous permet d'écrire que les deux portions de courbe CDRX et Crd sont osculatrices au point $(\varepsilon_c, \sigma_c)$ (mêmes dérivées premières et secondes en ce point), d'où trois équations:

$$\sigma_c = \text{Crd}(\varepsilon_c) \quad (\text{E2})$$

$$\left. \frac{d(\text{CDRX})}{d\varepsilon} \right|_{\varepsilon_c} = \left. \frac{d(\text{Crd})}{d\varepsilon} \right|_{\varepsilon_c} \quad (\text{E3})$$

$$\left. \frac{d^2(\text{CDRX})}{d\varepsilon^2} \right|_{\varepsilon_c} = \left. \frac{d^2(\text{Crd})}{d\varepsilon^2} \right|_{\varepsilon_c} \quad (\text{E4})$$

Enfin, la contrainte σ_s^* sera ajustée par la méthode des moindres carrés, en balayant l'intervalle de déformation $[0, \varepsilon_c]$.

Tout calcul fait, ces équations s'écrivent :

$$\left(\sigma_p^2 - \sigma_s^2\right) \mathbf{g}_R(\varepsilon_c, \mathbf{R}) + \left(\sigma_s^2 - \sigma_c^2\right) = 0 \quad (\text{E}'1)$$

$$\left(\sigma_s^{*2} - \sigma_c^2\right) + \left(\sigma_o^2 - \sigma_s^{*2}\right) \exp(-2 r \varepsilon_c) = 0 \quad (\text{E}'2)$$

$$\mathbf{R}\left(\sigma_s^2 - \sigma_c^2\right)\left(\varepsilon_c - \varepsilon_p\right) - r\left(\sigma_s^{*2} - \sigma_c^2\right) = 0 \quad (\text{E}'3)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_c^2 \left\{ r + \frac{1}{\varepsilon_c - \varepsilon_p} - \mathbf{R}(\varepsilon_c - \varepsilon_p) \right\} \\ -\mathbf{R}(\varepsilon_c - \varepsilon_p) \sigma_s^2 + r \sigma_s^{*2} = 0 \end{array} \right. \quad (\text{E}'4)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_s^{*2} \left\{ \sum_{i=1}^n \left[\varepsilon_i (1 - e^{-2r\varepsilon_i}) e^{-2r\varepsilon_i} \right] \right\} + \sigma_o^2 \left\{ \sum_{i=1}^n \left[\varepsilon_i e^{-4r\varepsilon_i} \right] \right\} \\ -\sum_{i=1}^n \left[\sigma_i^2 \varepsilon_i e^{-2r\varepsilon_i} \right] = 0 \end{array} \right. \quad (\text{E}'5)$$

avec

$$\mathbf{g}_R(\varepsilon, \mathbf{R}) = \mathbf{Exp} \left[-\mathbf{R}(\varepsilon - \varepsilon_p)^2 \right]$$

Nous avons donc cinq équations à cinq inconnues, certes non linéaires, mais le système peut être résolu numériquement. Nous rappelons que les inconnues sont r , σ_s^* , \mathbf{R} , ε_c et σ_c . La connaissance de ces cinq paramètres permet de déterminer l'évolution, en fonction de la déformation, d'une part de θ_{rd} et θ_{DRX} par les relations (III.19a) et (III.19b) et d'autre part des contraintes σ_{rd} et σ_{DRX} à l'aide des

relations (III.20a) et (III.20b) dans le cas de la recristallisation à simple pic.

b- Courbes à pics multiples.

Tout d'abord, il faut signaler que dans ce cas, les relations proposées font intervenir un paramètre inconnu supplémentaire par rapport au cas du simple pic (coefficient α d'amortissement de la courbe θ - ε). En appliquant la méthode utilisée précédemment dans la détermination des paramètres, on obtient également un système d'équations non linéaires mais très complexes et la méthode numérique conduit parfois à une divergence de la solution.

Pour palier cette difficulté supplémentaire, on considère que la déformation critique ε_c est donnée par la relation $\varepsilon_c = a\varepsilon_p$. La valeur du coefficient a correspond à une moyenne des valeurs obtenues pour les courbes à simple pic.

Dans ce cas, le système d'équations se réduit à cinq équations dont les inconnues sont r , σ_s^* , $\gamma = (H_m/R_m)$, R_m et α .

Pour simplifier, on détermine d'abord les deux paramètres r , σ_s^* (de la relation (III.20a) décrivant la partie de la courbe σ - ε correspondant à la restauration dynamique). Ces deux paramètres sont déterminés en appliquant la méthode des moindres carrés sur l'intervalle de déformation $[0, a\varepsilon_p[$. Quant aux autres paramètres γ , R_m et α , ils sont obtenus en écrivant d'une part que la courbe CDRX passe par le point $(\varepsilon_p, \sigma_p)$ (premier pic de contrainte) et par le point $(\varepsilon_{pn}, \sigma_{pn})$ (dernier pic de contrainte) et d'autre part que le point $(a\varepsilon_p, \sigma_c)$ est un point commun aux deux courbes CDRX et Crd d'où les équations :

$$\sigma_p = \text{CDRX}(\varepsilon_p) \quad (\text{F1})$$

$$\sigma_{pn} = \text{CDRX}(\varepsilon_{pn}) \quad (\text{F2})$$

$$\text{Crd}(a\varepsilon_p) = \text{CDRX}(a\varepsilon_p) \quad (\text{F3})$$

Avec cette simplification utilisée pour la détermination des paramètres introduits dans les relations proposées ((III.20a) et (III.20d)), nous verrons que les valeurs obtenues pour ces paramètres permettent de décrire en première approximation les courbes $\sigma-\varepsilon$ correspondant à la recristallisation dynamique à pics multiples.

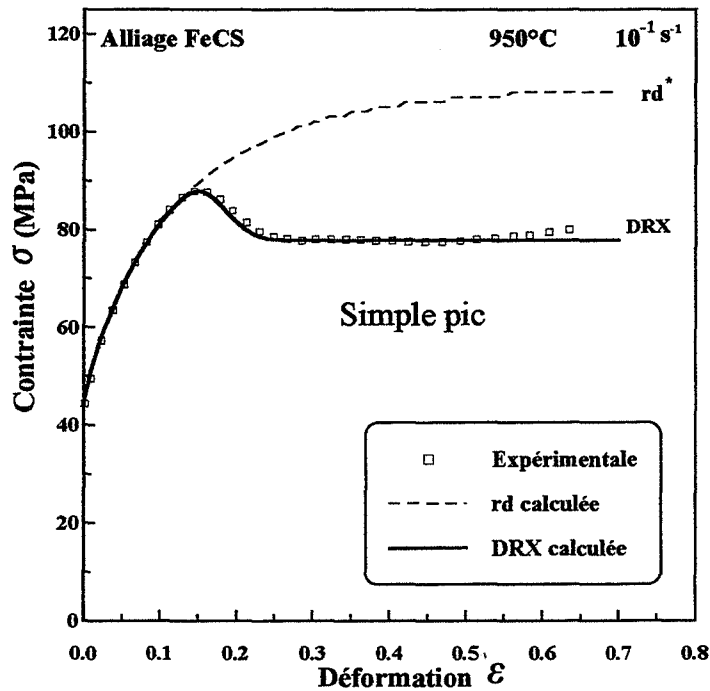


Figure III-16: Exemple de courbes contrainte-déformation illustrant l'application du modèle proposé. Cas de l'alliage FeCS et de la recristallisation dynamique à simple pic.

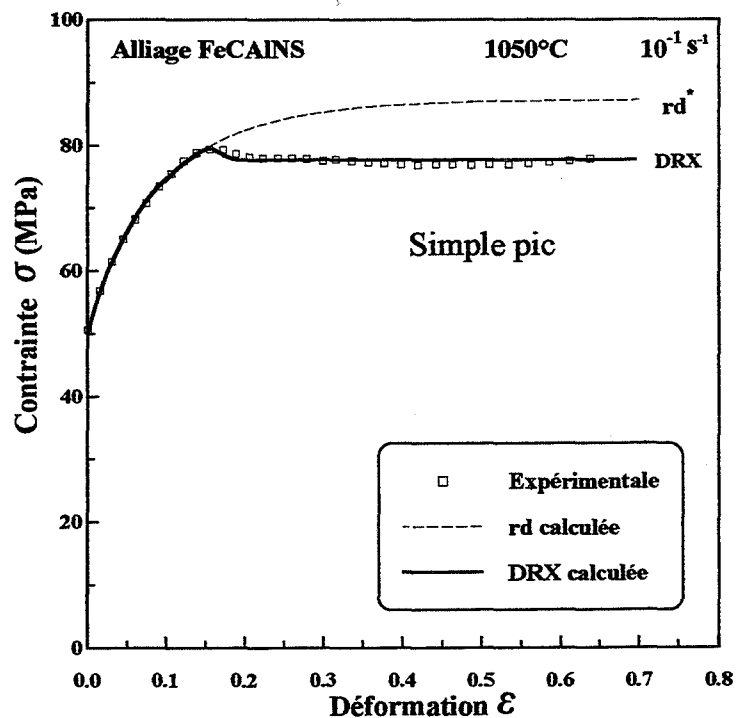


Figure III-17: Exemple de courbes contrainte-déformation illustrant l'application du modèle proposé. Cas de l'alliage FeCAINS et de la recristallisation dynamique à simple pic.

III-5 Application du modèle.

III-5-1 cas des alliages de fer de haute pureté.

Pour vérifier la validité des relations proposées, nous les avons appliquées au cas des alliages de fer de haute pureté (**FeCS**, **FeCAIN** et **FeCAINS**).

Ainsi, pour chaque alliage, nous avons reproduit les courbes θ - ε à l'aide des relations (III.19a), (III.19b) et (III.19c). Quant aux courbes σ - ε , elles ont été calculées moyennant les relations (III.20a), (III.20b) et (III.20d). Les valeurs théoriques obtenues ont été à chaque fois comparées aux données expérimentales.

a- Comportement associé aux courbes à simple pic.

Comme le montrent les figures III-16 à III-19, on constate que le modèle proposé permet de reproduire l'écoulement plastique à chaud des alliages de fer pur (à 200 ppm de carbone) en présence de la recristallisation dynamique à **pic simple**. En particulier, on peut noter qu'au voisinage du pic de contrainte l'arrondi reproduit par la courbe théorique concorde bien avec les points expérimentaux.

En ce qui concerne l'évolution de θ en fonction de la déformation, sur les figures III-20 à III-23, on a représenté d'une part les points expérimentaux obtenus par dérivation des courbes expérimentales σ - ε (méthode des différences centrées, avec approximation quadratique) et d'autre part les courbes calculées (en tracé continu) à partir de la relation (III.19a) et (III.19b). Bien qu'on puisse observer parfois quelques écartements, on constate une bonne concordance de la courbe théorique avec les points expérimentaux.

Il faut noter que les écarts observés sont sans doute dus en partie aux erreurs d'arrondi induites, d'une part par la méthode numérique utilisée dans

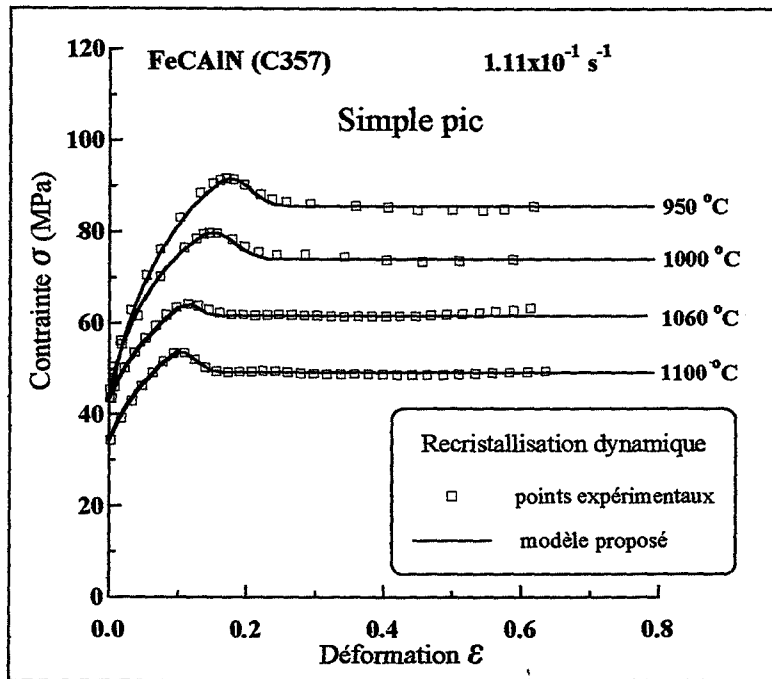


Figure III-18: Exemple de courbes contrainte-déformation obtenues pour différentes températures et illustrant l'application du modèle proposé au cas de l'alliage FeCAIN, lorsque la recrystallisation dynamique est à simple pic.

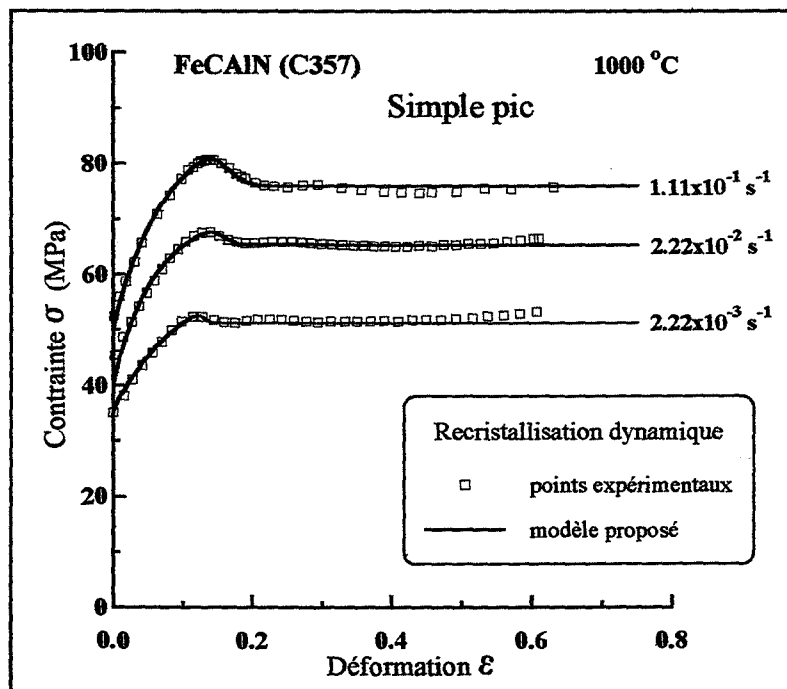


Figure III-19: Exemple de courbes contrainte-déformation obtenues pour différentes vitesses de déformation et illustrant l'application du modèle proposé, au cas de l'alliage FeCAIN, lorsque la recrystallisation dynamique est à simple pic.

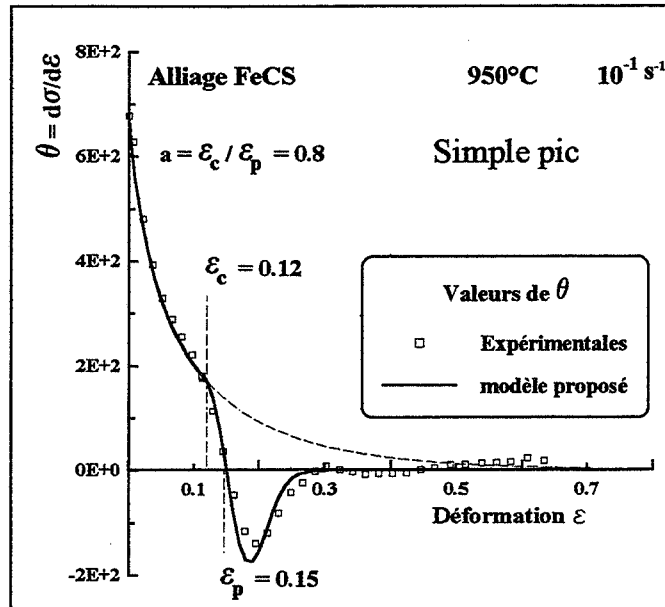


Figure III-20: Représentation de l'évolution de θ en fonction de la déformation (cas de la DRX à simple pic). Comparaison des courbes expérimentales avec les courbes calculées par le modèle proposé. Cas de l'alliage FeCS.

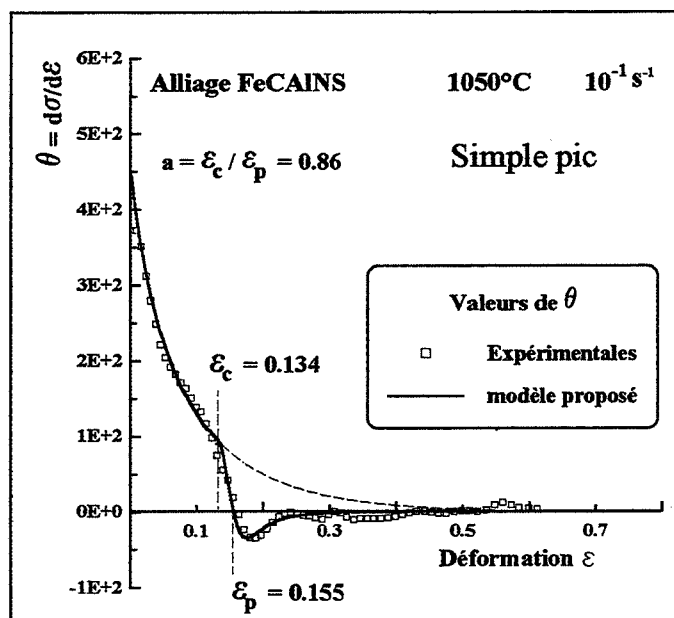
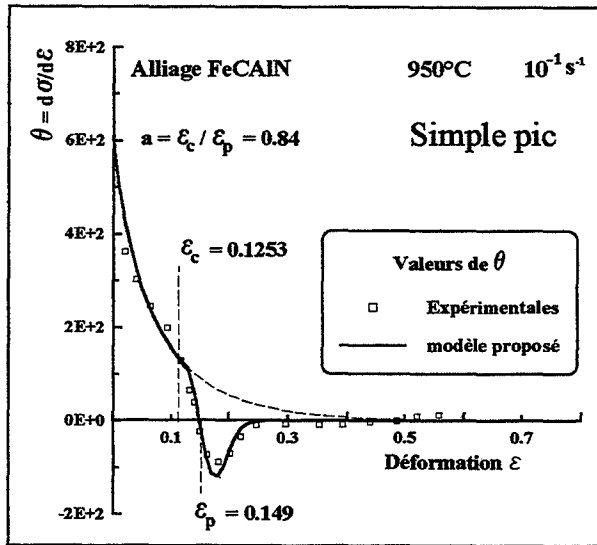
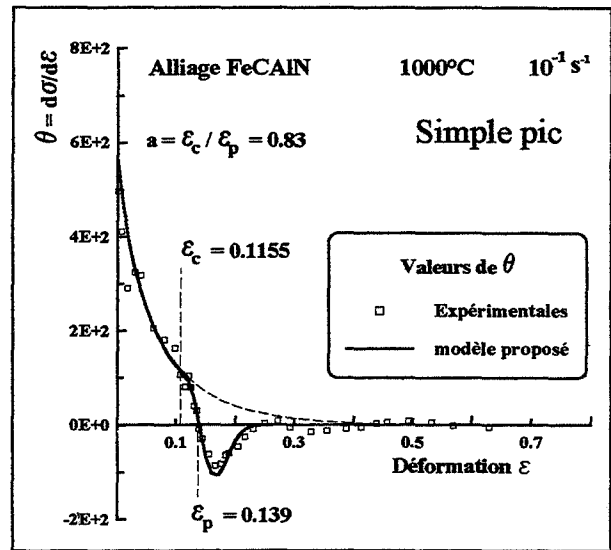


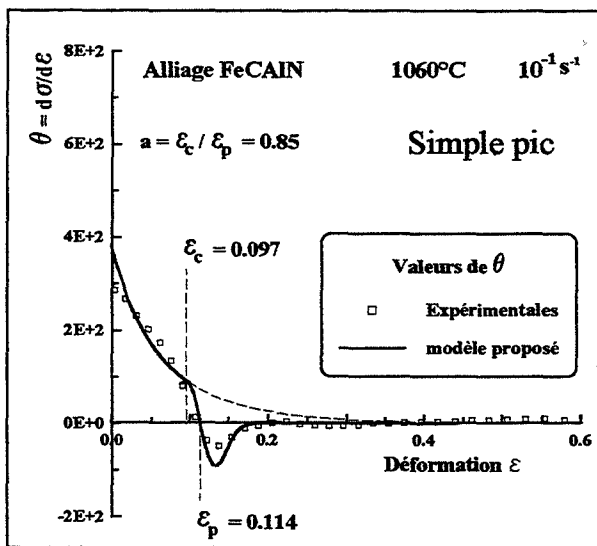
Figure III-21: Représentation de l'évolution de θ en fonction de la déformation (cas de la DRX à simple pic). Comparaison des courbes expérimentales avec les courbes calculées par le modèle proposé. Cas de l'alliage FeCAINS.



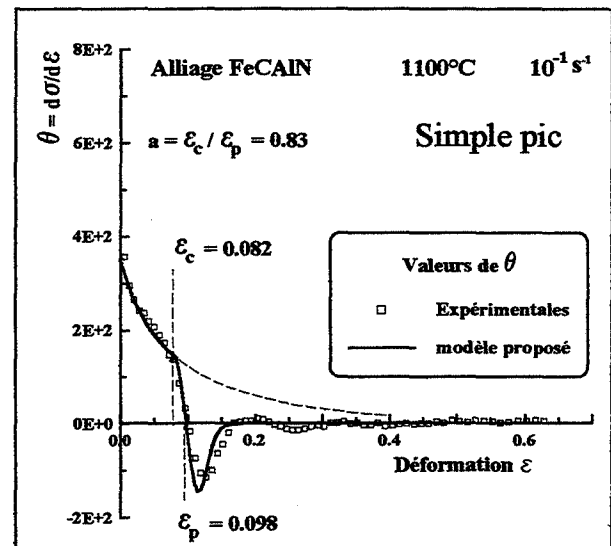
a) 950 °C



b) 1000 °C



c) 1060 °C



d) 1100 °C

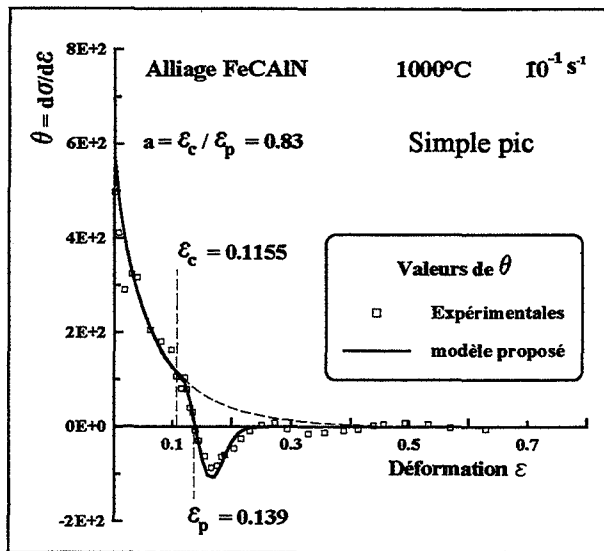
Figure III-22: Représentation de l'évolution de θ en fonction de la déformation pour différentes températures (cas de la DRX à simple pic). Comparaison des courbes expérimentales avec les courbes calculées par le modèle proposé. Cas de l'alliage FeCAIN.

le calcul de θ à partir des points expérimentaux et d'autre part par celle qui a servi à l'ajustement des paramètres utilisés. De plus, il faut également signaler que le comportement à chaud (associé à la recristallisation dynamique) de certains alliages ne présente parfois pas un vrai simple pic. En effet, après le premier pic de contrainte, se produit un deuxième pic très faible, puis la contrainte s'amortit juste après pour se stabiliser autour de la valeur σ_s . Bien que ce pic soit très léger, sa présence se répercute d'une façon plus prononcée sur la méthode de calcul de θ à partir des points expérimentaux (voir figure III-22 et III-23).

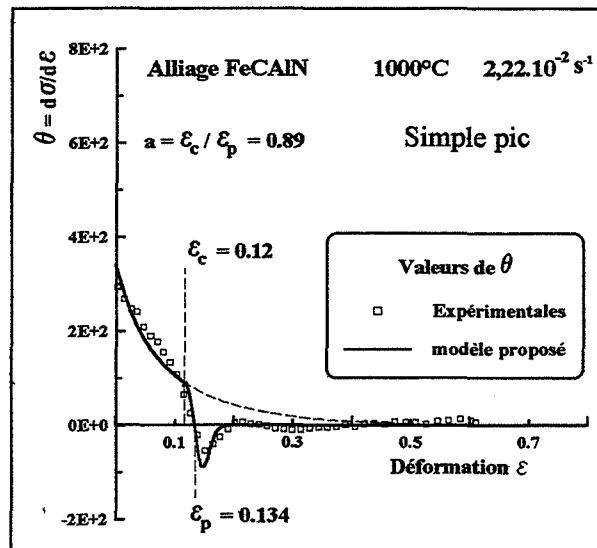
Si on compare les valeurs de la déformation ε_c calculées par le modèle avec celles de ε_p issues des courbes expérimentales, on constate que le rapport $a = (\varepsilon_c / \varepsilon_p)$ obtenu est de l'ordre de grandeur des valeurs expérimentales déterminées par d'autres auteurs, $a = 0.85$ (LE BON et al. (1973)), $a = 0.7$ (SAKUI et al. (1977)), $a = 0.8$ (OUCHI et OKITA (1982)), Ceci laisse à penser que les valeurs des paramètres ε_c et de σ_c trouvées par le calcul ne sont pas très éloignées des valeurs réelles que l'on peut estimer par voie expérimentale.

Par ailleurs, l'évolution des paramètres σ_c et ε_c avec la température ou avec la vitesse de déformation est prévue par le modèle. En effet, les valeurs de σ_c et de ε_c croissent lorsque la température augmente ou que la vitesse de déformation diminue (paramètre Z de Zener-Hollomon diminue) (voir figure III-24 et III-25). Ceci est en bon accord avec l'influence du paramètre Z de Zener-Hollomon sur la cinétique de la recristallisation dynamique (plus Z est faible plus la recristallisation dynamique est accélérée) (ROBERTS et AHLBLOM (1978) et ROBERTS (1984)).

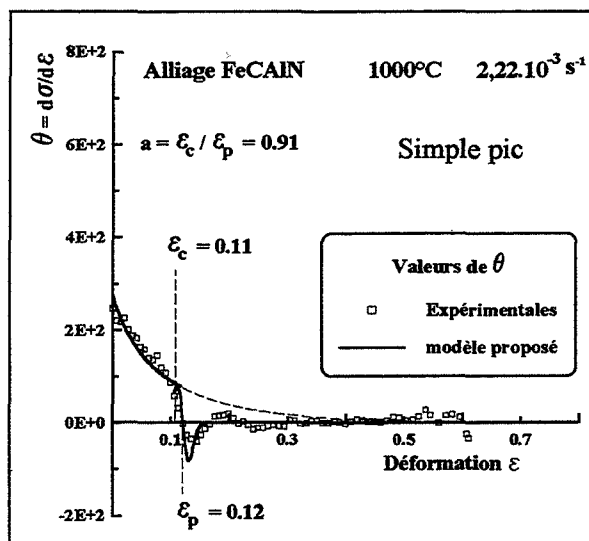
En ce qui concerne le paramètre R, celui-ci peut être relié de la même façon à celui de Zener-Hollomon (figure II-26). On note une diminution de R avec Z.



a) 10^{-1} s^{-1}



b) $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$



c) $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

Figure III-23: Représentation de l'évolution de θ en fonction de la déformation pour l'alliage FeCAIN à différentes vitesses de déformation. Cas de la recristallisation dynamique à simple pic. Comparaison des courbes expérimentales avec les courbes calculées par le modèle proposé.

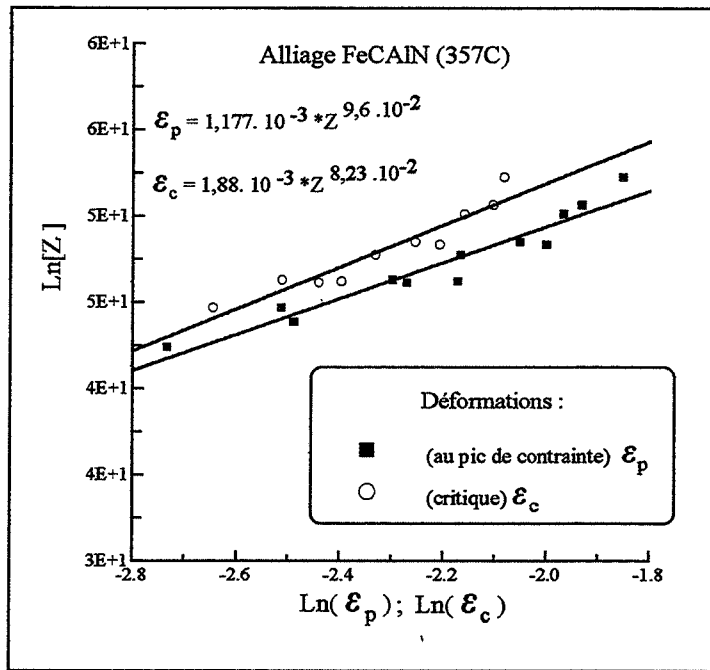


Figure III-24: Variation de la déformation critique ϵ_c et de la déformation (au maximum de contrainte) ϵ_p en fonction du paramètre Z de Zener-Hollomon. Cas de l'alliage FeCAIN.

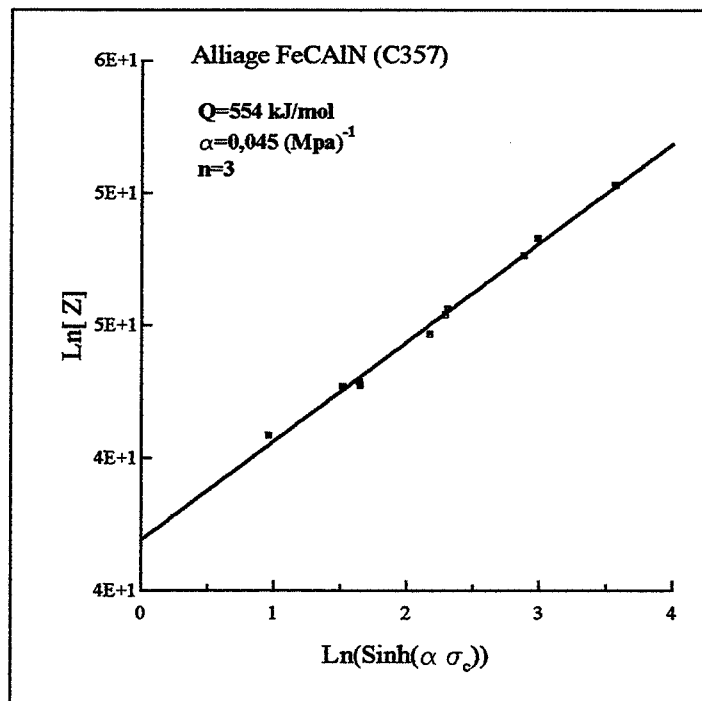


Figure III-25: Variation de la contrainte σ_c correspondant à la déformation critique ϵ_c avec le paramètre Z de Zener-Hollomon. Cas de l'alliage FeCAIN.

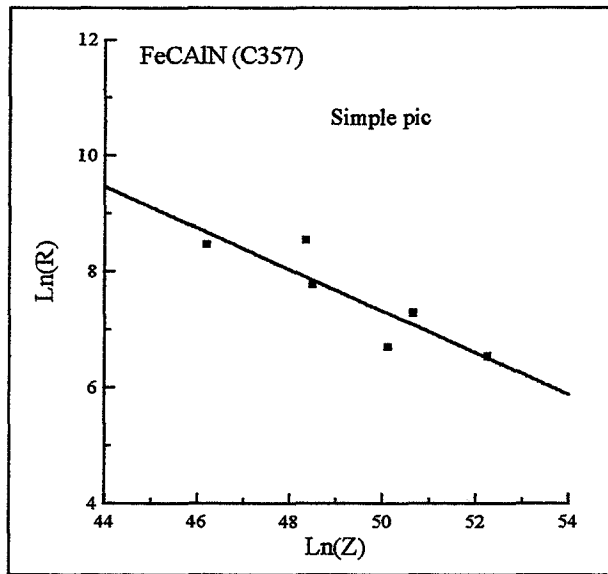


Figure III-26: Variation du coefficient R avec le paramètre Z de Zener-Hollomon, pour l'alliage FeCAIN. Cas de la recristallisation dynamique à simple pic.

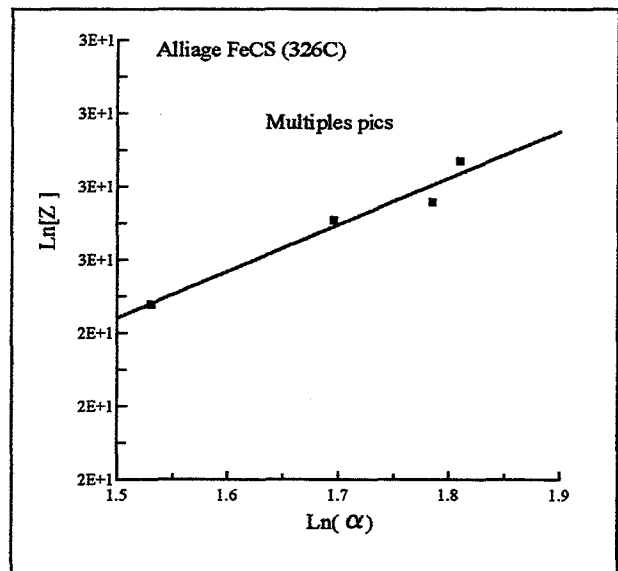
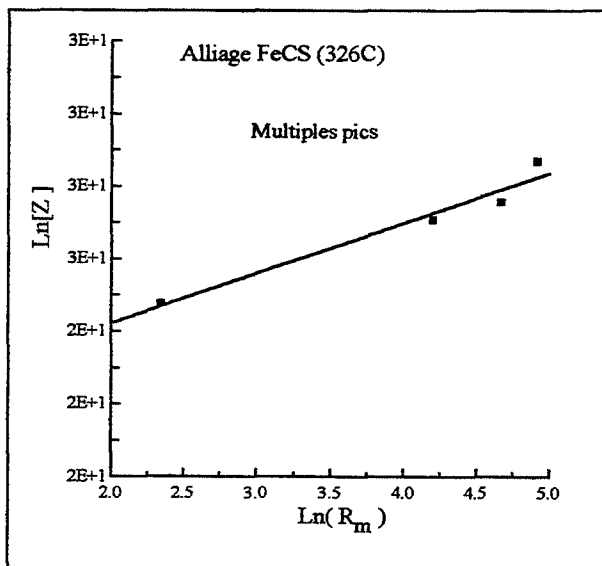


Figure III-27: Variation des coefficients R_m et α avec le paramètre Z de Zener-Hollomon, pour l'alliage FeCS. Cas de la recristallisation dynamique à pics multiples.

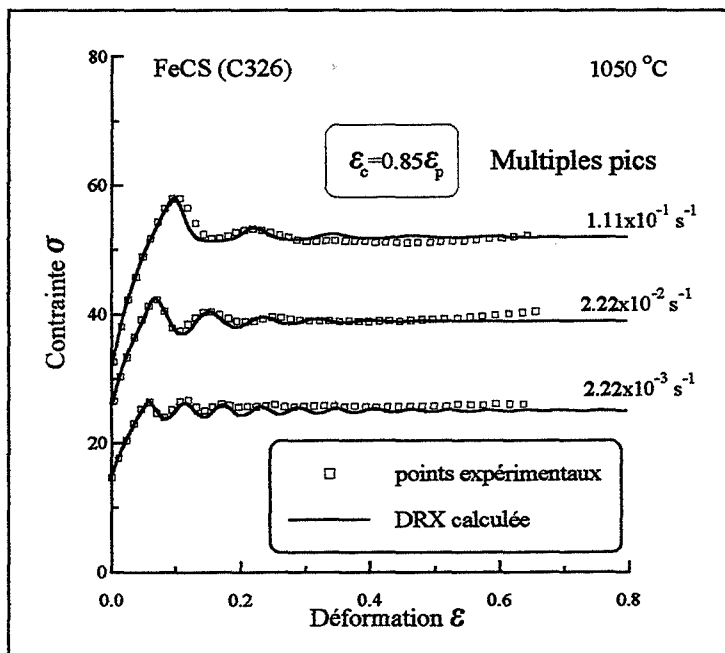
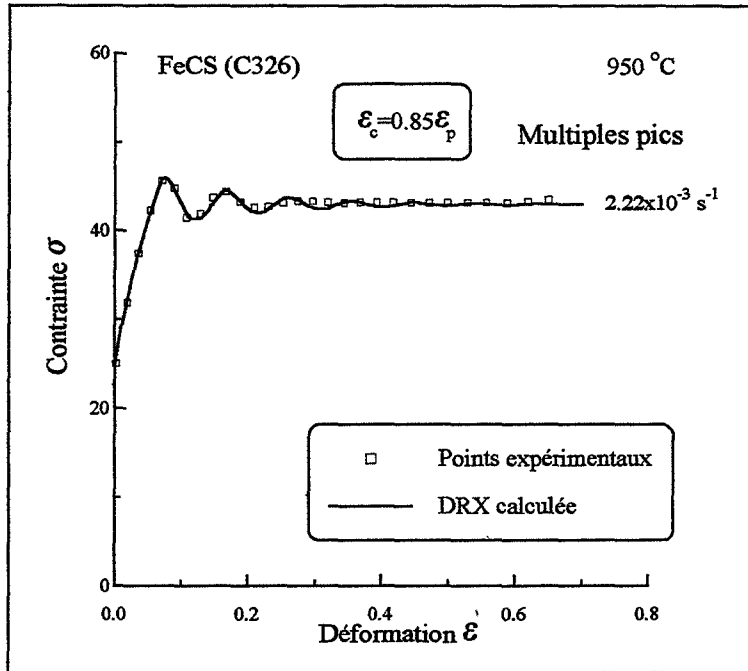


Figure III-28: Exemple de courbes contrainte-déformation, expérimentales et théoriques obtenues pour l'alliage FeCS à différentes températures et vitesses de déformation. Cas de la recristallisation dynamique à multiples pics.

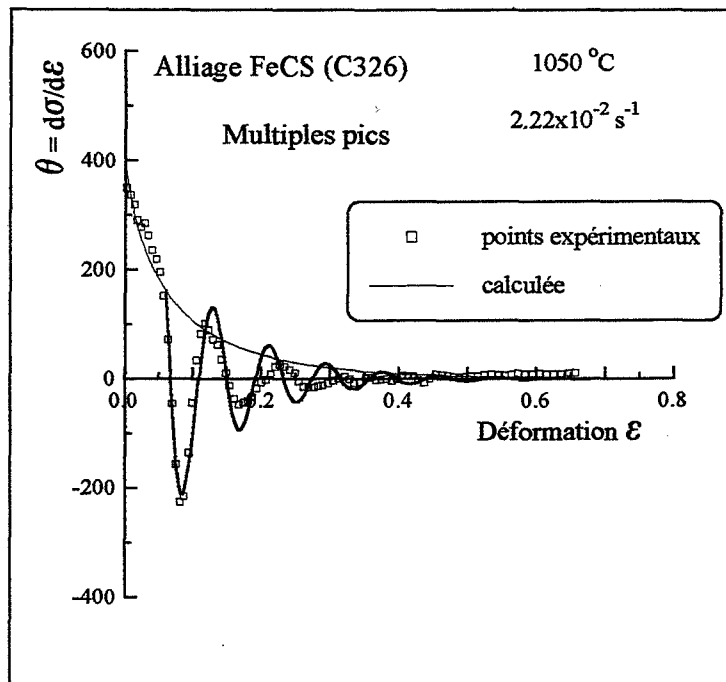
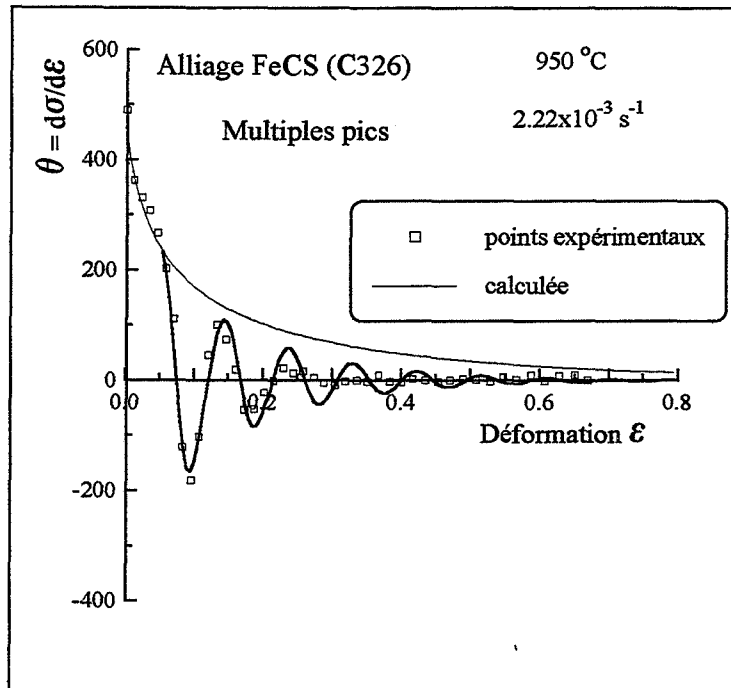


Figure III-29: Représentation de l'évolution de θ en fonction de la déformation pour l'alliage FeCS dans le cas de la recristallisation dynamique à multiples pics. Comparaison des courbes expérimentales avec les courbes calculées par le modèle proposé.

b- Comportement associé aux courbes à pics multiples.

Sur la figure III-28, on a représenté un exemple de courbes σ - ε , expérimentales obtenues par compression à chaud pour l'alliage FeCS et théoriques calculées (trait continu) par les relations proposées précédemment ((III.19a) et III.20d)). Sur ces graphiques, on peut apprécier l'approximation obtenue par le modèle pour décrire le comportement à chaud associé à la recristallisation dynamique à **pics multiples**. Pour le calcul, la valeur du paramètre $a=(\varepsilon_c/\varepsilon_p)$ a été estimée à 0.85.

La figure III-29, montre l'évolution de la variable θ en fonction de la déformation avec comparaison des valeurs expérimentales avec les valeurs calculées. Le modèle reproduit parfois plus de cycles que ceux observés expérimentalement sur ces courbes; cependant, on note une concordance acceptable entre les courbes expérimentales et les courbes calculées.

En ce qui concerne les valeurs des paramètres R_m et α , celles-ci peuvent être reliées au paramètre Z de Zener-Hollomon comme le montre la figure III-27. On constate simplement que lorsque Z augmente, R_m et α augmentent également.

c- Comparaison du modèle proposé avec celui de Laasraoui

(cas de la recristallisation à simple pic).

La figure III-30 permet de comparer ce modèle avec celui de Laasraoui-Jonas dans le cas où la recristallisation dynamique est à **simple pic**. Nous pouvons constater que l'approche proposée dans cette étude décrit d'une manière beaucoup plus satisfaisante les courbes σ - ε , notamment, lorsque la recristallisation dynamique est plus importante au cours de la déformation.

Au voisinage du pic de contrainte on peut particulièrement apprécier la concordance des points expérimentaux avec la courbe théorique. Bien que dans le modèle de Laasraoui-Jonas, on retrouve la forme additive des lois

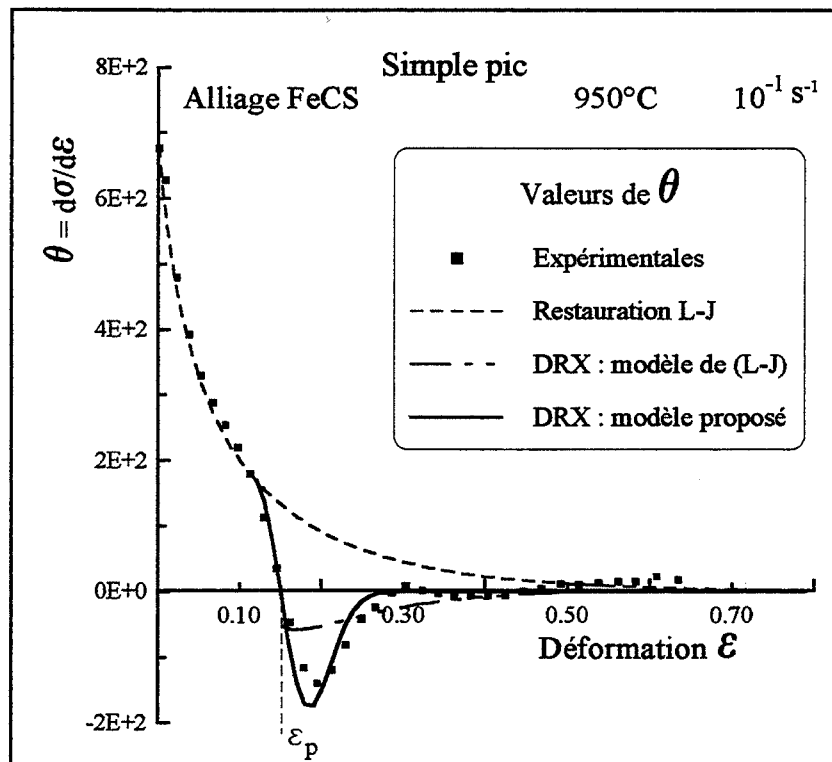
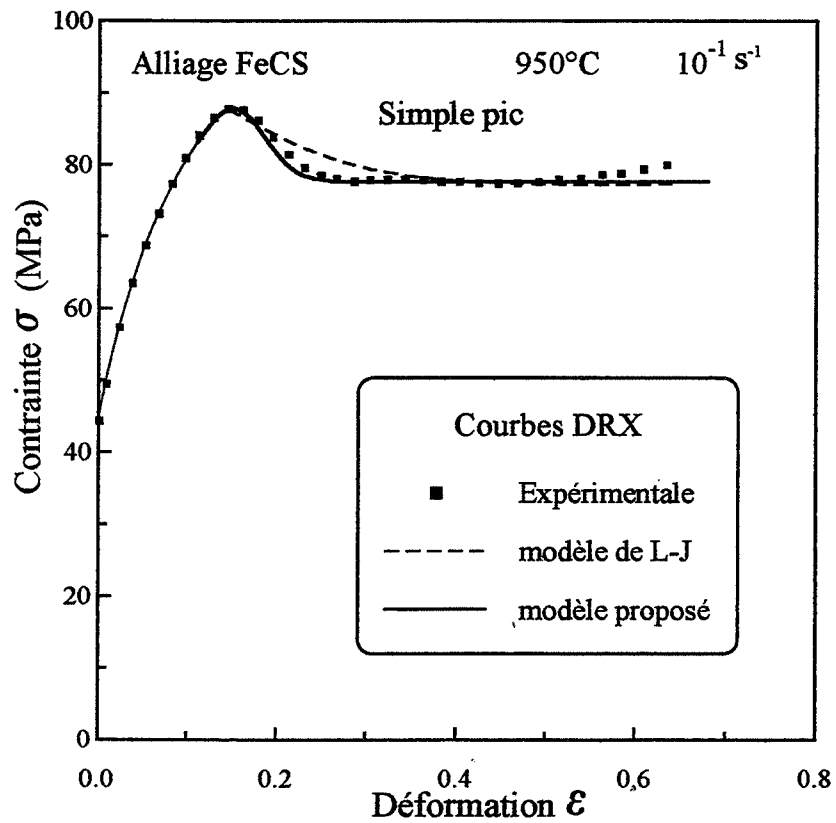


Figure III-30: Exemple de Courbes σ - ϵ et θ - ϵ permettant la comparaison du modèle de LAASRAOUI et JONAS avec la loi (20b) proposée. Cas de l'alliage FeCS déformé à 950°C et dont le comportement à chaud est associé à la recristallisation dynamique à simple pic.

d'écroûissage ($\theta = \theta_{Td} - \theta_{DRX}$), celui-ci ne décrit cependant pas l'évolution de θ en fonction de la déformation, lorsque l'adoucissement qui intervient au cours de la déformation à chaud est la recristallisation dynamique (figure III-30).

III-5-2 Vérification expérimentale de la déformation critique ε_c (cas du cuivre OFHC de haute pureté).

A titre de vérification, nous avons appliqué le modèle au cas d'un cuivre OFHC (Oxygen-Free high-conductivity) (cf. annexe A). Quelques essais de compression à chaud ont été effectués afin d'obtenir un comportement du type recristallisation dynamique à simple pic.

Les résultats de cette étude montrent (figure III-31), une fois de plus, que le modèle proposé permet de décrire avec une bonne précision le comportement à chaud associé à la recristallisation dynamique. En ce qui concerne la déformation caractéristique du début de la recristallisation dynamique, le calcul prévoit une valeur théorique $\varepsilon_{cth} = 0,307$.

Par ailleurs, dans le but de détecter expérimentalement le début de la recristallisation dynamique, nous nous sommes basés sur la valeur de la déformation estimée précédemment par le calcul (ε_{cth}) pour effectuer trois tests à des déformations de $\varepsilon_1 = 0,26$; $\varepsilon_2 = 0,30$ et $\varepsilon_3 = 0,33$.

Les observations de l'évolution de la microstructure montrent que la recristallisation dynamique semble réellement s'activer dans l'intervalle de déformation [$\varepsilon_2, \varepsilon_3$]. Si on considère que la déformation caractéristique (évaluée expérimentalement) du début de la recristallisation dynamique correspond à la valeur moyenne $\varepsilon_{cexp} = (\varepsilon_1 + \varepsilon_2)/2$, on obtient un rapport $a_{exp} = (\varepsilon_{cexp}/\varepsilon_{pexp})$ de l'ordre de 0.84 alors que le modèle prévoit une valeur théorique de $a_{tn} = 0.82$.

Cette vérification étant faite, on peut conclure que le modèle permet de prévoir avec une bonne précision le début de la recristallisation dynamique.

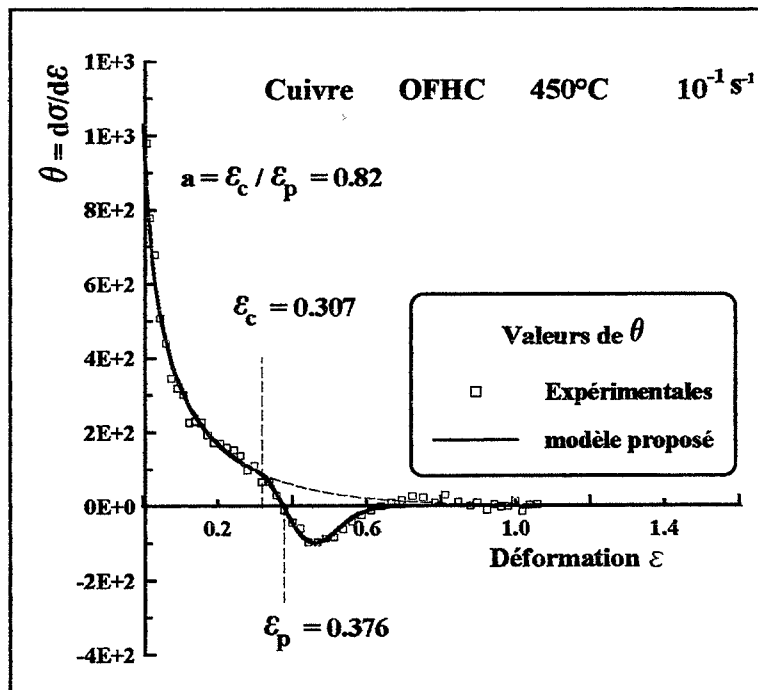
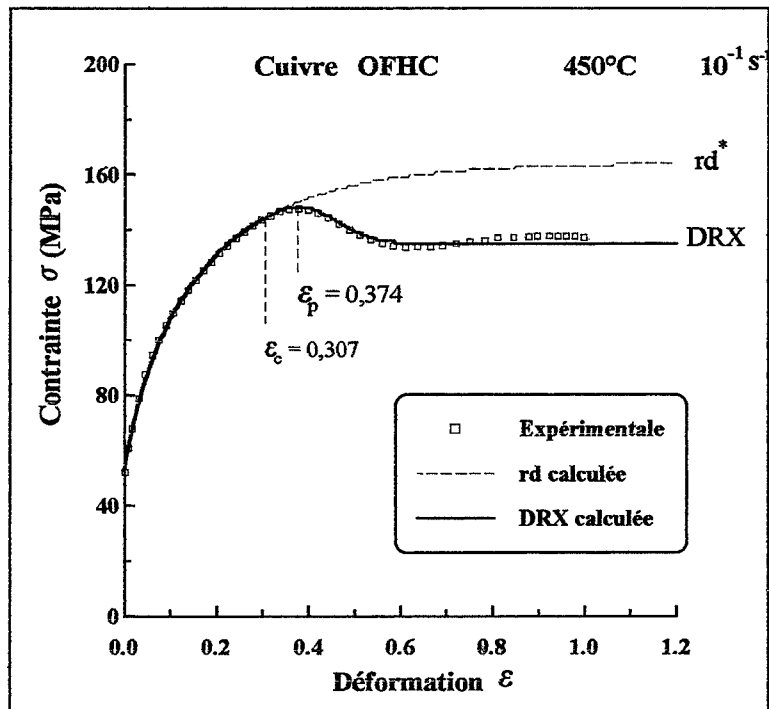


Figure III-31: Exemple d'application du modèle proposé au cas d'un cuivre OFHC. Vérification expérimentale de la déformation caractéristique du début de la recristallisation dynamique avec la valeur estimée par le calcul (cas du comportement à simple pic).

III-5) Conclusion

L'approche que nous proposons pour décrire le comportement plastique à chaud s'applique au cas où la recristallisation dynamique est à **simple pic** et à **pics multiples**.

- ◆ Le modèle permet de reproduire les courbes σ - ε pour une valeur donnée du paramètre Z de Zener-Hollomon, avec une bonne concordance vis à vis des points expérimentaux.
- ◆ De plus, il permet de déterminer (cas des courbes à **simple pic**) la contrainte σ_c et la déformation critique ε_c caractéristiques du début de la recristallisation dynamique.
- ◆ Les valeurs de ε_c et de σ_c calculées suivent, en fonction du paramètre Z, une évolution analogue à celle que l'on observe expérimentalement (ε_c et σ_c diminue lorsque Z diminue).
- ◆ les paramètres introduits dans les relations proposées, peuvent être reliés à Z. Ceci permet permettra de simuler le comportement à chaud avec recristallisation dynamique même pour d'autres vitesses ou d'autres températures de déformation dont le programme des essais ne tient pas compte.
- ◆ Le modèle a été validé également sur du cuivre OFHC et la déformation ε_c évaluée théoriquement à été confirmée expérimentalement.

CHAPITRE IV

**INTERACTION :
RECRISTALLISATION DYNAMIQUE - INSTABILITE PLASTIQUE**

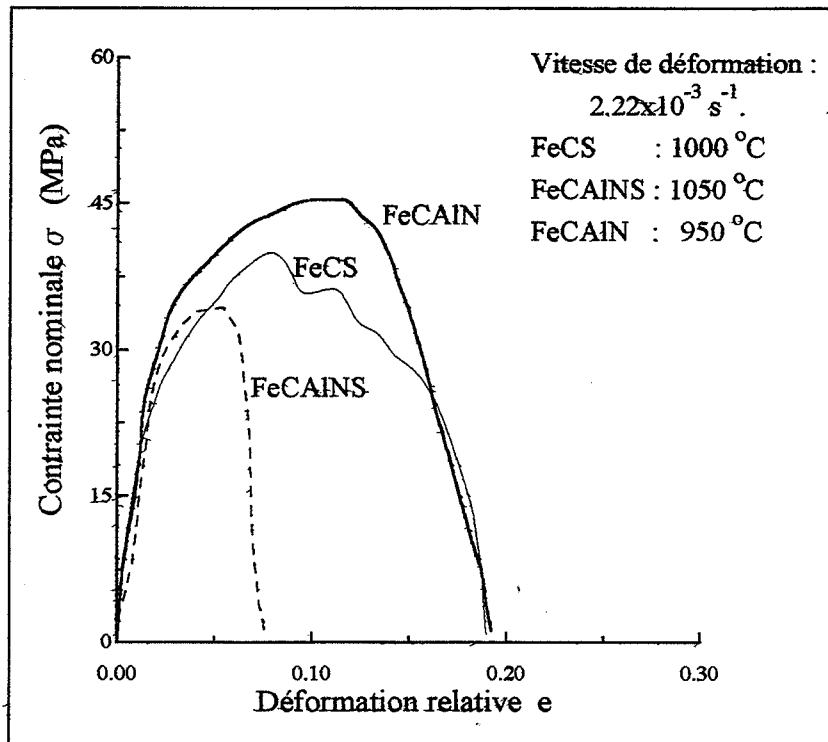


Figure IV-1: Exemple de courbes expérimentales de traction contrainte nominale-déformation relative obtenues pour les alliages à base de fer pur (FeCS, FeCAINS et FeCAIN*).
 (*coulée avec 140 ppm d'azote et 310 ppm d'aluminium).

IV- Interaction recristallisation dynamique-instabilité plastique.

IV-1 Introduction

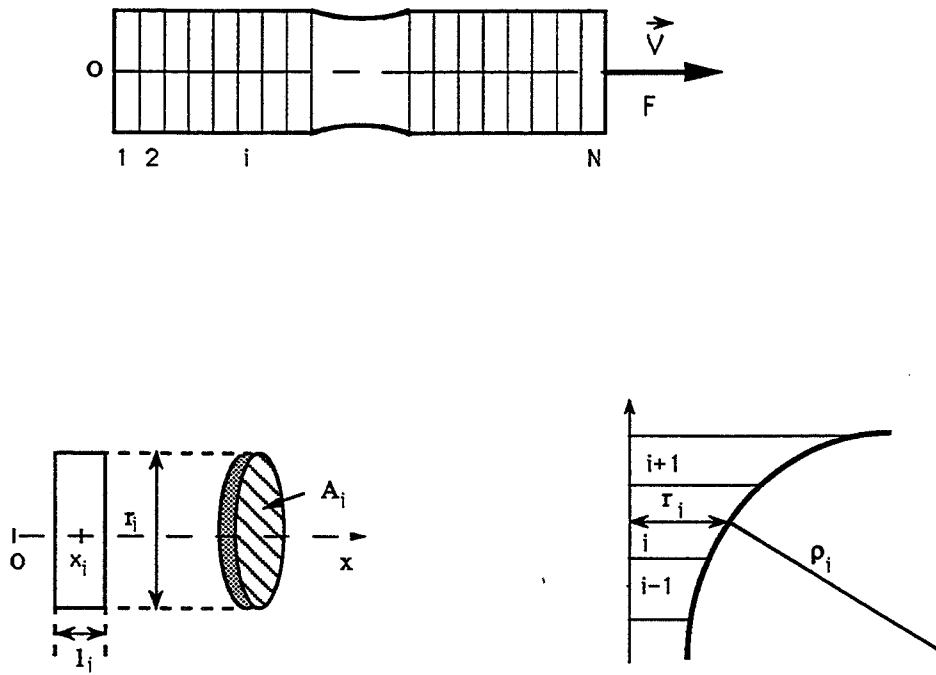
Nos travaux ont pour origine l'étude de la ductilité des aciers faiblement alliés. L'utilisation de métaux ou d'alliages de très haute pureté dopés en quantité contrôlée d'éléments (soufre, aluminium, bore, azote, etc...) a permis notamment de mieux comprendre les mécanismes de perte de ductilité par déformation à chaud.

Pour étudier la ductilité à chaud, des essais de traction ont été utilisés et le paramètre (A_R %) de réduction d'aire à la rupture a été choisi comme critère pour la mesure de la ductilité.

Toutefois, au cours de la déformation à chaud par traction, l'apparition simultanée de processus dynamiques d'adoucissement (restauration dynamique ou recristallisation dynamique) et de la striction qui se développe par instabilité plastique attribue aux courbes contrainte-déformation des allures particulières qui sont parfois difficile à interpréter.

La figure IV-1 montre un exemple de courbes obtenues par traction à chaud. On peut voir que lorsque la rupture se produit prématurément, il est difficile de savoir rétrospectivement si oui ou non les processus d'adoucissement ont eu le temps de s'activer (courbe correspondant à l'alliages FeCAINS) ou effectivement ceux ci se sont produits (courbe correspondant à l'alliages FeCAIN). En revanche, la présence des ondulations sur la courbe contrainte-déformation correspondant à l'alliage FeCS indique clairement la présence de la recristallisation dynamique au cours de la traction à chaud.

En général, une compétition se crée entre les phénomènes d'instabilité plastique et les processus d'adoucissement du matériau et la rupture finale caractérisée par le paramètre A_R dépend de cette compétition.



F: force mesurée.

Tranche n° i définie par: son épaisseur l_i , son rayon r_i , sa position x_i et sa section A_i .

Figure IV-2: Modèle à N tranches utilisé dans la simulation de l'essai de traction.

Dans le but d'étudier l'interaction entre les processus d'adoucissement et l'instabilité plastique, nous avons développé un modèle de calcul pour l'essai de traction uniaxiale. Ce modèle repose sur les lois de comportement établies précédemment (cf. chapitre III) et sur la représentation de l'éprouvette par des tranches homogènes. Le calcul tient compte de l'interaction mutuelle des tranches sous l'effet de la triaxialité des contraintes dans la zone de striction.

IV-2 Description du modèle numérique à N tranches.

Le modèle consiste à assimiler un barreau cylindrique à un ensemble fini de tranches homogènes (figure IV-2) et d'appliquer à chaque tranche la loi de comportement plastique établie pour le matériau. Pour amorcer le développement de la striction dans le barreau, un défaut géométrique initial est introduit sous forme d'une réduction locale de la section sur un certain nombre de tranches situées généralement au milieu de l'éprouvette.

Les données nécessaires pour effectuer le calcul sont :

- la géométrie initiale de l'éprouvette (longueur L_0 , diamètre D_0 ou section A_0 , total des tranches N);
- le défaut géométrique initial dans l'éprouvette;
- les paramètres rhéologiques et la loi de comportement du matériau ;
- la vitesse d'allongement du barreau V_t .

Pour tenir compte dans le calcul de l'effet de la triaxialité des contraintes dans la zone de striction, un facteur de correction est apporté à la valeur de la contrainte. Pour cela, on utilise soit l'approximation de Bridgman(1944) soit celle Davidenkov-Spiridonova (1946).

IV-2-1 Description des paramètres du modèle.

Pour une géométrie initiale donnée, les paramètres du système mécanique sont normalisés par rapport à la configuration initiale (L_0, D_0, A_0, \dots) et sont définis comme suit:

Paramètres géométriques

Épaisseur $\delta_i = \frac{l_i}{L_0} \quad (i=1, N)$

Section $\beta_i = \frac{A_i}{A_0} \quad (i=1, N)$

Position $\chi_i = \frac{x_i}{L_0} \quad (i=1, N)$

Rayon $R_i = \frac{r_i}{R_0} = \sqrt{\beta_i} \quad (i=1, N)$

Paramètres mécaniques

Déformation $\varepsilon_i = \text{Ln} \left(\frac{\delta_i}{\delta_i^0} \right) \quad (i=1, N)$

Vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_i = \frac{\dot{\delta}_i}{\delta_i^0} \quad (i=1, N)$

Déformation relative $e = \frac{L - L_0}{L_0}$

Vitesse relative $\dot{e} = \frac{\dot{L}}{L_0}$

Nous avons donc les relations suivantes:

$$\chi_i = \sum_{k=1}^{i-1} \delta_k + \frac{\delta_i}{2}, \quad \dot{L} = V_t = \sum_{i=1}^N \dot{l}_i, \quad \dot{e} = \sum_{i=1}^N \dot{\delta}_i$$

IV-2-2 Lois de comportement plastique du matériau.

Pour simplifier les calculs, on admet que la contrainte d'écoulement du matériau suit une loi de puissance par rapport à la vitesse de déformation, celle-ci s'exprime sous la forme suivante:

$$\sigma = \sigma_0 f(\varepsilon) \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_1} \right)^m \quad (\text{IV.1})$$

m est le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation pour une température donnée, $\dot{\varepsilon}_1$ une vitesse de normalisation ($\dot{\varepsilon}_1 = 1$) et σ_0 est la limite d'élasticité du matériau. Quant à la fonction $f(\varepsilon)$, celle-ci prendra des expressions différentes (cf. chapitre III paragraphe III-3-3) suivant le type

d'adoucissement qui intervient au cours de la déformation à chaud (restauration dynamique, recristallisation dynamique à simple pic ou à pics multiples).

IV-2-3 Effet de la triaxialité des contraintes.

Lorsque la striction se développe dans l'échantillon en cours de déformation, la variation de sa section n'est plus uniforme et le champ des contraintes au voisinage de la zone de striction n'est pas uniaxial. L'effet des composantes radiale σ_{rr} et tangentielle $\sigma_{\theta\theta}$ ne peut pas être négligé. Ces composantes introduisent une contrainte moyenne positive et la contrainte effective $\bar{\sigma}$ qu'il faut considérer pour décrire le comportement du matériau est inférieure à la contrainte vraie mesurée $\sigma = (F/S)$.

Pour tenir compte de cet effet de triaxialité des contraintes on utilise un facteur de correction sous la forme suivante:

$$\sigma = T \bar{\sigma} \quad (\text{IV.2})$$

Pour exprimer le facteur T, des expressions ont été proposées dans la littérature notamment par SIEBEL (1925) ($T = 1 + r/4\rho$) et par DAVIDENKOV et SPIRIDONOVA (1946) ($T = 1 + r/2\rho$). C'est celle de BRIDGMAN (1944) qui est la plus souvent utilisée. En utilisant une loi de comportement fondée sur le critère de Von Mises, l'auteur propose une autre approximation pour le facteur T dans le cas d'un matériau isotrope non écrouissable, soit:

$$T = \left(1 + \frac{2\rho}{r}\right) \text{Ln} \left(1 + \frac{r}{2\rho}\right) \quad (\text{IV.3})$$

avec r le rayon local de l'éprouvette et ρ le rayon de courbure du profil extérieur (figure IV-1).

Ainsi, à chaque étape du calcul, on exprime un facteur local T_i qui relie la contrainte d'écoulement σ_i ($i = 1, N$) attribuée à chaque tranche à la contrainte donnée par la loi de comportement du matériau. Le calcul du rayon de courbure ρ_i de chaque tranche s'effectue en assimilant localement le profil extérieur de

l'éprouvette (à la position x_i) à des morceaux de parabole en escalier définis par les extrémités de trois tranches successives (figure IV-1). Le détail des calculs concernant la détermination de T_i est donné en annexe B.

IV-3 Procédure du calcul numérique

En considérant que la force est constante le long du barreau et en désignant par σ_n la contrainte nominale mesurée et par σ_i la contrainte uniaxiale moyenne associée à la tranche d'indice i , l'équilibre du système se réduit à :

$$\sigma_i A_i = \underline{\text{Cte}} = F = \sigma_n A_0 \quad (i=1,N) \quad (\text{IV.3})$$

Par ailleurs, la correction de la contrainte σ_i par le facteur T_i permet d'écrire :

$$\sigma_i = T_i \sigma \quad (i=1,N) \quad (\text{IV.4})$$

Avec

$$T_i = \left(1 + \frac{2\rho_i}{r_i} \right) \text{Ln} \left(1 + \frac{r_i}{2\rho_i} \right) \quad (i=1, N).$$

Quant à l'expression de σ , elle est donnée par la relation (VI.1).

La combinaison des relations (IV.1), (IV.3) et (IV.4) permet d'exprimer d'une part la vitesse de déformation relative $\dot{\delta}_i$ de chaque tranche et d'autre part la contrainte nominale normalisée σ_n/σ_0 par les expressions suivantes :

$$\frac{\sigma_n}{\sigma_0} = \frac{\left(\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_1 \right)^m}{Q} \quad (\text{IV.5})$$

$$\dot{\delta}_i = \frac{P_i}{Q} \dot{\epsilon} \quad (i=1,N) \quad (\text{IV.6})$$

avec

$$P_i = \frac{\delta_i}{\left[f(\epsilon) T_i \beta_i \right]^{1/m}} \quad (i=1,N) \quad (\text{IV.7})$$

$$Q = \sum_{k=1}^N P_k \quad (\text{IV.8})$$

Finalement la relation (IV.6) peut s'écrire sous la forme suivante:

$$\frac{\partial \delta_i}{\partial e} = \varphi(\delta_k) \quad (k=1,N) \quad (i=1,N) \quad (\text{IV.9})$$

On obtient ainsi un système d'équations différentielles (relation IV.9) qui peut s'intégrer numériquement par exemple par la méthode de Runge-Kutta d'ordre 4.

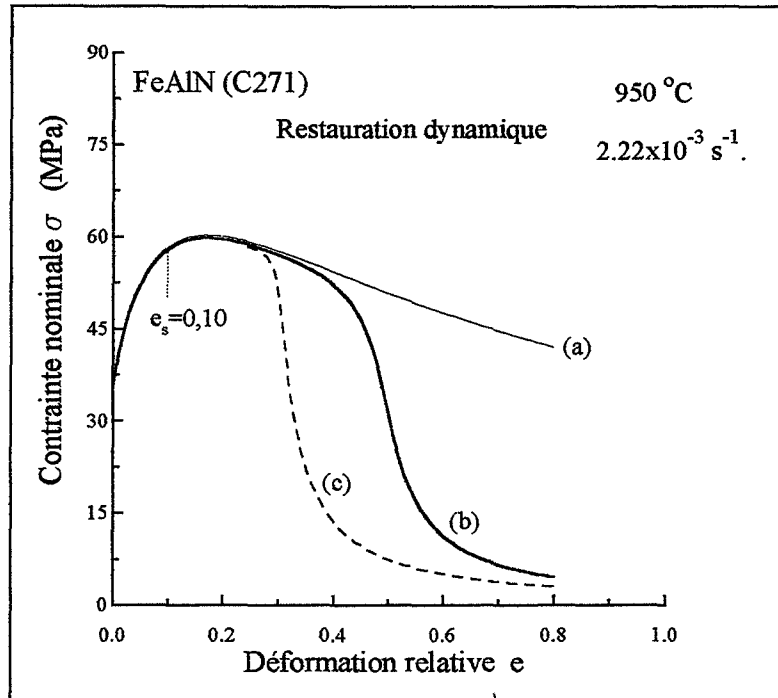
En faisant varier l'allongement relatif e de 0 à e_{\max} avec un pas Δe lorsque les δ_i sont connus par intégration de (IV.9), on en déduit (σ_n/σ_o) par la relation (IV.5) puis la section de chaque tranche en écrivant la conservation du volume:

$$\beta_i = \frac{\beta_i^o \delta_i^o}{\delta_i} \quad \text{et} \quad \rho_i = \sqrt{\beta_i} \quad (i=1,N) \quad (\text{IV.10})$$

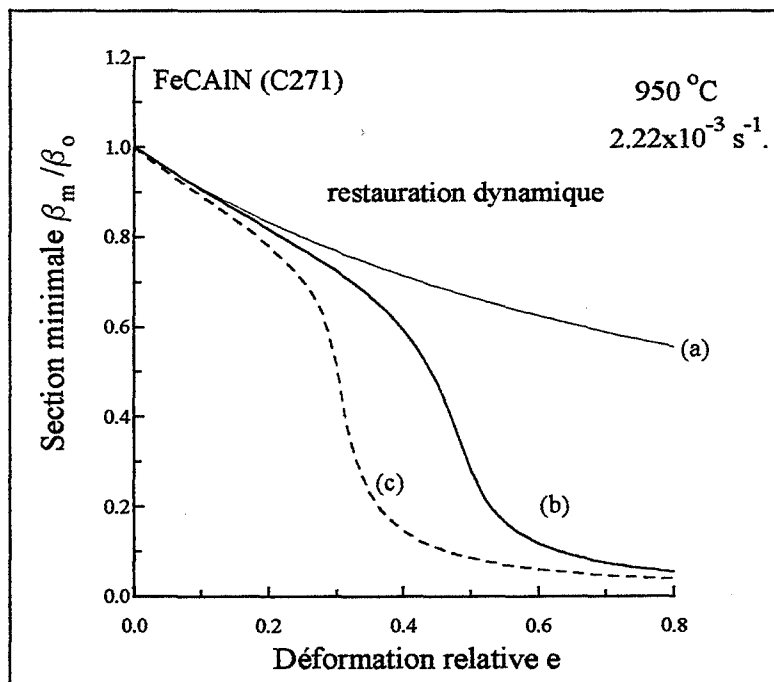
On peut également déterminer la position actuelle χ_i de chaque tranche et les paramètres mécaniques $\dot{\varepsilon}_i$ et ε_i grâce aux relations suivantes:

$$\chi_i = \sum_{k=1}^{i-1} \delta_k + \frac{\delta_i}{2} \quad (\text{IV.11})$$

$$\varepsilon_i = \text{Ln} \left(\frac{\delta_i}{\delta_i^o} \right) \quad \dot{\varepsilon}_i = \frac{\dot{\delta}_i}{\delta_i^o} \quad (\text{IV.12})$$



(IV-3a): Exemple de Courbes contrainte nominale-déformation relative calculées.



(IV-3b): Variation de la section minimale en fonction de la déformation relative.

Figure IV-3: Alliage FeCAIN déformé à 950 °C et à 10^{-3} s^{-1} (cas de la restauration dynamique). (a) sans défaut initial. (b) et (c) avec défaut initial. (c) sans effet de la triaxialité des contraintes.

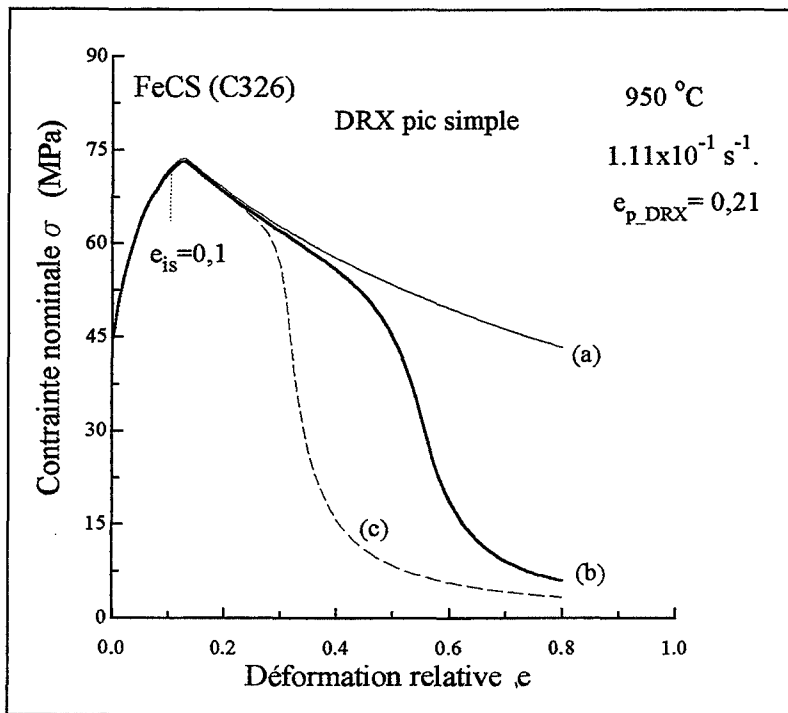
IV-4 Résultats et discussion.

Les résultats de la simulation ont été obtenus à partir de données expérimentales concernant les alliages de fer pur étudiés (cf. chapitre II). Nous avons étudié trois cas de figure pour lesquels le processus d'adoucissement associé à la déformation à chaud peut être soit de la restauration dynamique, soit de la recristallisation dynamique (DRX) à simple pic ou à pics multiples.

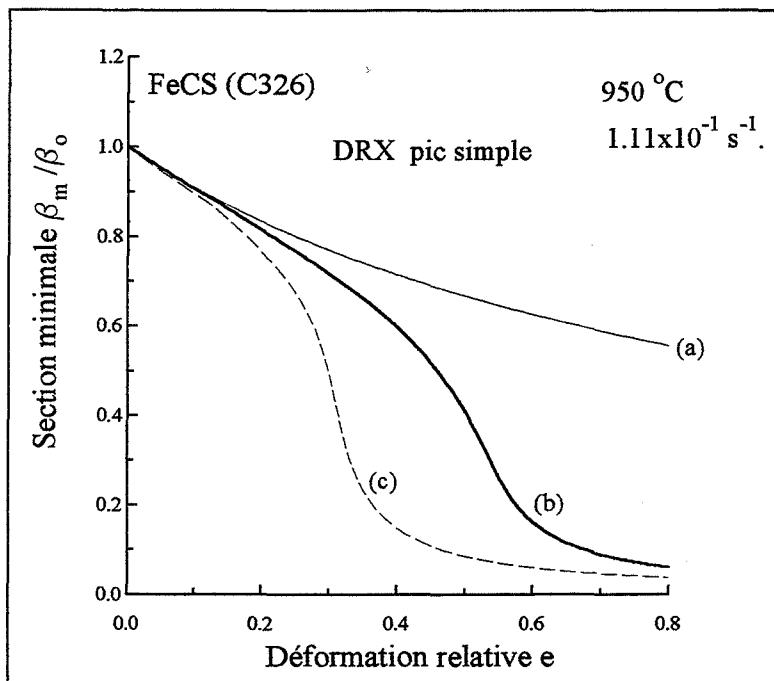
Cinquante tranches ont été utilisées pour représenter la géométrie initiale du barreau avec un rapport (longueur/diamètre) de l'ordre de 4. Un défaut géométrique initial a été introduit pour amorcer la striction dans le barreau. Ce défaut s'étend sur une longueur normalisée δ de 0,18 (de la tranche $i=21$ à 29). La valeur minimale du paramètre β est de 0,95. Le nombre des tranches utilisé et l'incrément Δe sur la déformation e ont fait l'objet d'une optimisation pour obtenir une bonne précision dans le calcul et éviter également des temps de calcul prohibitifs. Un nombre total $N=40$ de tranches et un pas de calcul $\Delta e = 0,1\%$ permettent d'obtenir des courbes assez régulières.

Les figures IV-3a, 4a, 5a et 6a montrent l'évolution théorique de la contrainte nominale et les figures IV-3b, 4b, 5b et 6b montrent celle de la section minimale de la zone de striction, en fonction de l'allongement relatif e . Pour mettre en évidence l'influence de la triaxialité des contraintes dans la zone de striction, le calcul a été également effectué sans correction de la contrainte par le facteur de Bridgman (courbes (c)). Quant aux courbes (a), elles correspondent à un calcul pour un barreau sans défaut géométrique initial.

Pour une même géométrie initiale, on constate que le type et l'importance du processus d'adoucissement apparaissant au cours de la déformation peuvent agir sur la variation d'une part de la contrainte nominale et d'autre part sur celle de la section minimale de l'éprouvette. En effet, lorsque la déformation est associée uniquement à la restauration dynamique ou par exemple la recristallisation dynamique n'est pas assez importante (cas du simple pic), l'évolution de la striction dans l'échantillon (propagation du défaut géométrique

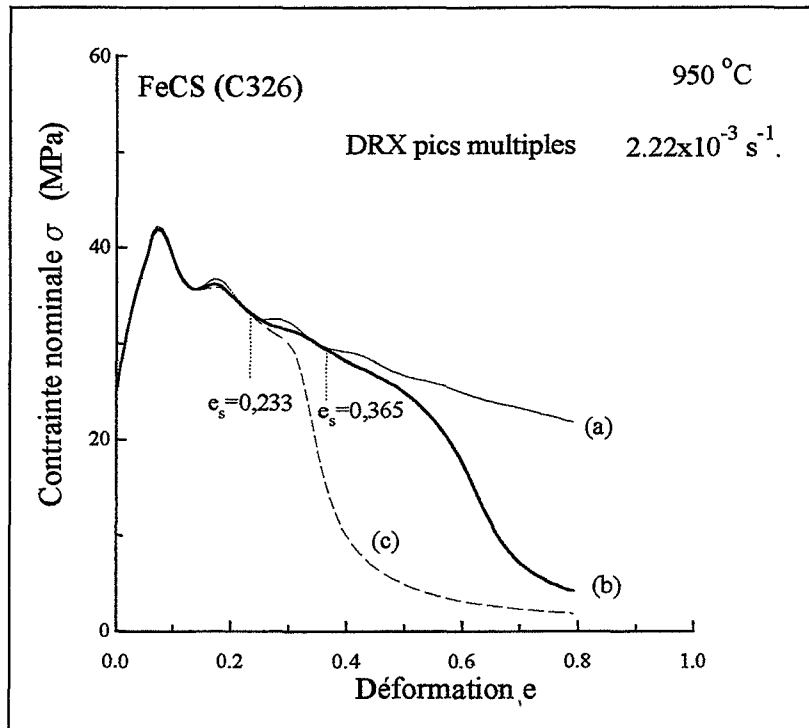


(IV-4a): Exemple de Courbes contrainte nominale-déformation relative calculées.

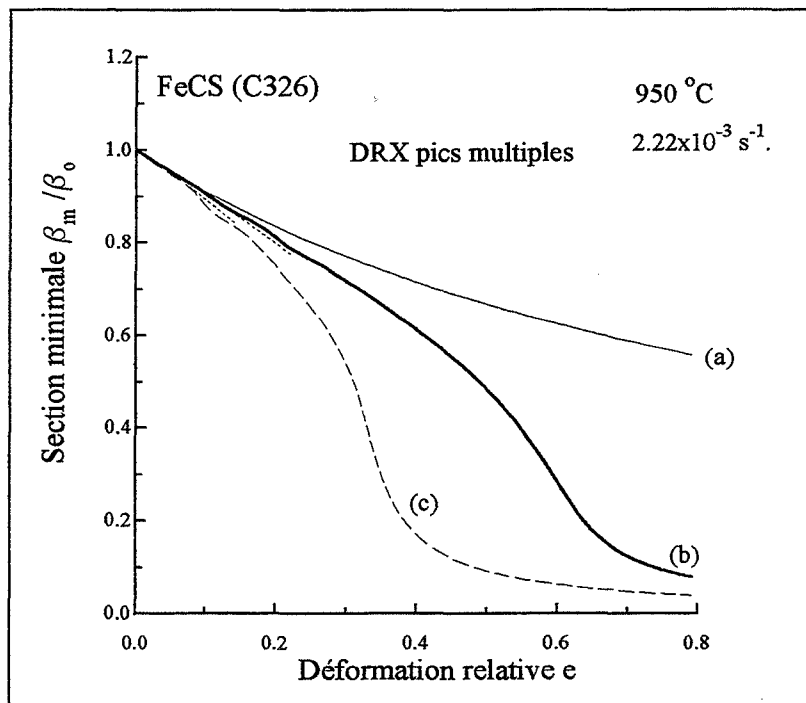


(IV-4b): Variation de la section minimale en fonction de la déformation relative.

Figure IV-4: Alliage FeCS déformé à 950 °C et à 10^{-1} s^{-1} (cas de la recristallisation à pic simple). (a) sans défaut initial. (b) et (c) avec défaut initial. (c) sans effet de la triaxialité des contraintes.

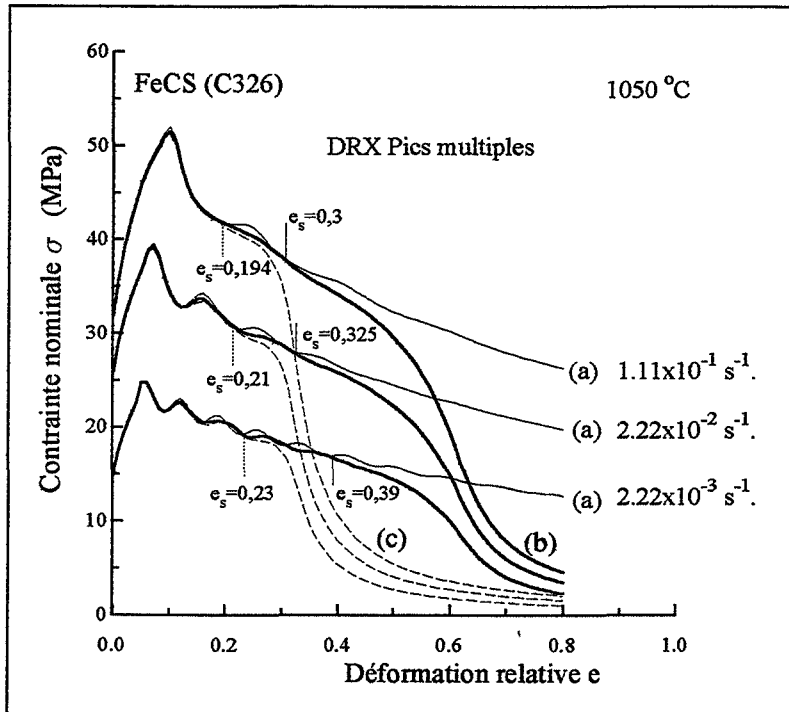


(IV-5a): Exemple de Courbes contrainte nominale-déformation relative calculées.

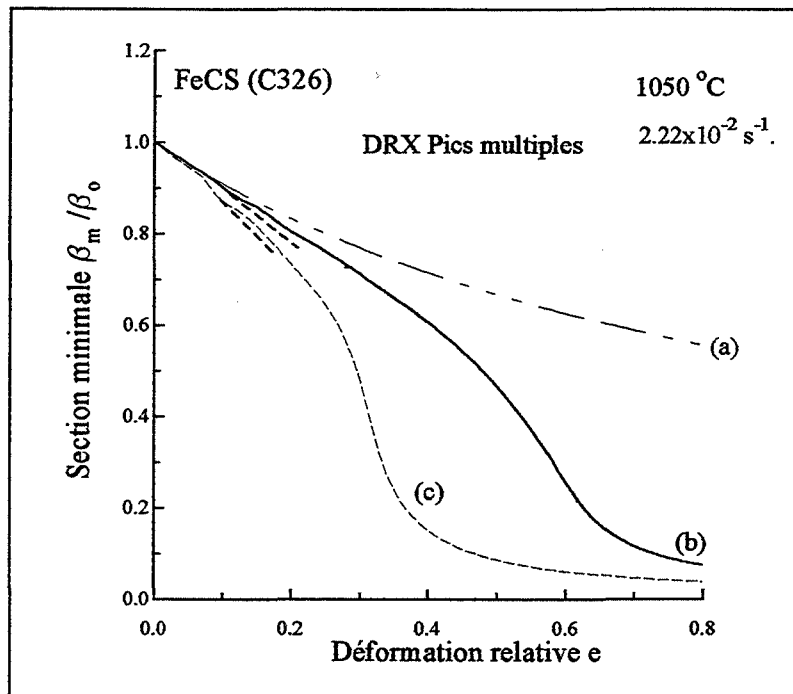


(IV-5b): Variation de la section minimale en fonction de la déformation relative.

Figure IV-5: Alliage FeCS déformé à 950 °C et à 10^{-3} s^{-1} (cas de la recristallisation à pics multiples). (a) sans défaut initial. (b) et (c) avec défaut initial. (c) sans effet de la triaxialité des contraintes



IV-6a: Exemple de courbes contrainte nominale-déformation relative calculées à différentes vitesses de déformation.



IV-6b: Variation de la section minimale en fonction de la déformation relative.

Figure IV-6: Alliage FeCS déformé à 1050 °C (cas de la recristallisation à pics multiples). (a) sans défaut initial. (b) et (c) avec défaut initial. (c) sans effet de la triaxialité des contraintes.

dans les autres tranches voisines) n'est pas suffisant pour ralentir la localisation de la déformation plastique dans la zone de striction. La section minimale décroît très rapidement dès les premiers stades de la déformation (avant même que la contrainte atteigne la résistance maximale de traction) (figure IV-3).

Dans le cas de la recristallisation dynamique à simple pic, l'instabilité plastique démarre même à une déformation^(*) ($\epsilon_{is}=0.10$) inférieure à celle correspondant ($\epsilon_{p_dtx}=0.21$) au pic de contrainte caractéristique de la courbe de recristallisation dynamique (figure IV-4).

En revanche, lorsque le processus d'adoucissement qui intervient au cours de la déformation est plus important (recristallisation dynamique à pics multiples) (figures IV-5a et 6a), plusieurs cycles d'écrouissage et d'adoucissement se succèdent et retardent ainsi la localisation de la déformation dans la section minimale du barreau. En effet, le durcissement qui se produit après une phase d'adoucissement par recristallisation dynamique, provoque une augmentation de la contrainte. La section minimale de l'échantillon qui devrait diminuer selon la ligne en pointillé (figures IV-5b et 6b) est ralentie dans son évolution par l'intervention des cycles d'écrouissage. De plus, chaque tranche subit des cycles de recristallisation dynamique qui contribuent à l'augmentation de son allongement.

Les courbes (b) et (c) illustrent l'effet de la triaxialité des contraintes. Cette correction apportée au calcul montre que sous l'effet la composante moyenne de la contrainte, le défaut qui se développe dans l'éprouvette, se propage dans les autres tranches voisines par interaction mutuelle. Ceci contribue également à un retardement de la localisation de la déformation dans la zone de striction .

(*) ϵ_{is} correspond au début d'écartement des courbes (a) et (b) (figure IV-4))

Les conclusions tirées à partir de ce calcul sont évidemment valables pour un défaut géométrique initial. Il est clair que l'existence d'un défaut initial dans le barreau plus accentué favoriserait l'apparition prématurée de la striction localisée. De même que si la section du barreau est affectée par un défaut initial plus "modéré", l'apparition de la striction localisée devrait être retardée.

Par sa simplicité d'utilisation, ce modèle donne une bonne description des courbes contrainte-déformation obtenues par traction, lorsque les processus d'adoucissement (restauration et recristallisation dynamiques) sont activés par déformation à chaud. Cependant, pour pouvoir quantifier avec précision l'influence de ces processus d'adoucissement sur la mesure de la ductilité par le paramètre réduction d'aire à la rupture A_R , il est nécessaire d'établir un critère de rupture pour le matériau.

CONCLUSION

Des essais de compression à chaud ont été effectués à des températures comprises entre 950° et 1100 °C et à des vitesses de l'ordre de 10^{-3} à 10^{-1} s⁻¹ sur trois nuances d'alliages de fer de haute pureté dopé par des quantités contrôlées en carbone, soufre, aluminium et azote. Trois types de structures ont été étudiées: **FeCS** structure avec ségrégations, **FeCAIN** structure avec précipitations et **FeCAINS** structure avec ségrégations et précipitations. L'influence des facteurs température et vitesse de déformation sur le comportement global de ces aciers a été mise en évidence à travers respectivement le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m et l'énergie d'activation apparente Q .

Pour l'étude du comportement rhéologique, les résultats obtenus sont les suivants:

- Dans le domaine étudié de températures et de vitesses de déformation, le comportement à chaud, caractérisé par les courbes contrainte-déformation de chacun des alliages, indique la présence de phénomènes d'adoucissement (restauration dynamique et recristallisation dynamique). Toutefois, la recristallisation dynamique constitue le processus d'adoucissement qui prédomine pendant la déformation à chaud.
- En ce qui concerne l'alliage **FeCS**, les premiers pics de contrainte sont atteints pour de faibles déformations ($\epsilon \leq 0,1$) et la recristallisation dynamique est activée dès les premiers stades de la déformation.
- La présence des précipités d'**AIN** dans les deux nuances **FeCAIN** et **FeCAINS** provoque un durcissement de ces aciers. De plus, ces précipités retardent et ralentissent l'activation du processus de recristallisation dynamique.
- Par leur présence simultanée, le **soufre** et les précipités d'**AIN** fragilisent l'alliage **FeCAINS** et provoquent l'apparition d'un endommagement.

- En ce qui concerne l'influence de la vitesse, celle-ci a été caractérisée par le coefficient $m = (\partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon})_{T, \epsilon}$. L'évolution de ce paramètre, en fonction de la température et de la déformation, a été établie. D'une manière générale :

(i)- le coefficient m croît avec l'augmentation de la température et semble être indépendant de la vitesse, tout au moins dans le domaine des vitesses étudiées. Dans le domaine d'écoulement stationnaire ($\epsilon \geq 0,3$), m se stabilise vers une valeur indépendante de la déformation.

(ii)- Pour des températures comprises entre 950 °C et 1000 °C, les valeurs de m obtenues pour les deux nuances **FeCAINS** et **FeCAIN** indiquent que ces alliages sont moins sensibles à la vitesse de déformation que l'acier **FeCS**.

- L'étude de la sensibilité à la température du comportement a été effectuée par l'intermédiaire des mesures d'énergie d'activation apparente.

(i)- Les valeurs moyennes estimées sont les suivantes: 348 kJ/mole pour l'alliage **FeCS** et 554 kJ/mole pour la nuance **FeCAIN**. En ce qui concerne l'acier **FeCAINS** deux valeurs d'énergie d'activation apparente ont été évaluées et dépendent du domaine de températures considéré. L'énergie d'activation apparente vaut 415 kJ/mole pour les températures comprises entre 950 °C et 1000 °C et correspondant au domaine où le processus d'adoucissement le plus important est la restauration dynamique. Pour les températures comprises entre 1050 °C et 1100 °C on trouve la valeur de 566 kJ/mole. Cette valeur correspond au domaine de températures où la recristallisation dynamique constitue le processus d'adoucissement prédominant.

(ii)- La comparaison de l'énergie d'activation apparente de l'acier **FeCS** avec celle de l'autodiffusion du fer à 0.05 %C (estimée dans le domaine austénitique à $Q_{AD} = 270$ kJ/mole), indique que la déformation à chaud du **FeCS** est bien contrôlée par le processus de recristallisation dynamique. La même remarque reste valable pour la nuance **FeCAIN**.

(iii)- La comparaison des valeurs des énergies d'activation apparentes des trois nuances, montre qu'il existe un effet très net des éléments d'alliages sur la valeur de l'énergie d'activation. En particulier, celle-ci croît avec la présence des précipités d'AIN.

- Les paramètres caractéristiques du comportement rhéologique (contrainte maximale, déformation correspondante et contrainte du régime stationnaire) ont été reliés à la température et à la vitesse par l'intermédiaire du coefficient Z de Zener-Hollomon.

Par ailleurs, des lois du type $\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$ ont été formulées pour décrire le comportement à chaud caractérisé par les courbes contrainte-déformation qui indiquent la présence de phénomènes de recristallisation dynamique à **simple pic** et à **multiples pics**. Le modèle proposé a été validé par application d'une part aux cas des alliages de fer pur étudiés et d'autre part au cas d'un cuivre OFHC.

Les principales caractéristiques de ce modèle sont les suivantes:

- (i)- L'approche proposée permet de reproduire les courbes contrainte-déformation pour une valeur donnée du paramètre Z de Zener-Hollomon, avec une bonne adéquation avec les points expérimentaux.
- (ii)- Elle permet en plus de déterminer (cas des courbes à **simple pic**) la contrainte σ_c et la déformation critique ε_c caractéristiques du début de la recristallisation dynamique.
- (iii)- Les valeurs de ε_c et de σ_c calculées suivent en fonction du paramètre Z une évolution analogue à celle que l'on observe expérimentalement (ε_c et σ_c diminuent avec Z).

- (iv)- les paramètres introduits dans les relations proposées ont été reliés à la température et à la vitesse de déformation par le coefficient Z.
- (vi)- Dans le cas du cuivre OFHC, la validité de la valeur de la déformation ε_c calculée par le modèle a été confirmée expérimentalement.

Ces lois ont été utilisées dans un modèle de simulation, par la méthode des tranches, de l'essai de traction uniaxial pour étudier l'interaction entre la recristallisation dynamique et l'instabilité plastique. Ce Modèle tient compte de l'effet de la triaxialité des contraintes dans la zone de striction. Les résultats de cette étude montrent que d'une manière générale, l'adoucissement qui se produit pendant la déformation à chaud favorise le développement de la striction dans le barreau et retarde la localisation de la déformation qui apparaît dans la zone de striction au cours de cet essai.

Des études ultérieures permettraient d'affiner les modèles proposés. D'une part, les paramètres introduits dans les lois de comportement pourraient être reliés aux propriétés du matériau, d'autre part, il serait également intéressant de prendre en compte le changement de la microstructure sous l'effet de la déformation par l'introduction d'un paramètre qui refléterait cette évolution, comme la taille des grains. Enfin, l'influence des phénomènes d'adoucissement sur la valeur du paramètre A_R (réduction d'aire à la rupture de l'éprouvette) utilisé comme critère pour la mesure de la ductilité, ne pourrait être quantifiée d'une manière précise que si on adopte un critère de rupture.

ANNEXE -A

COMPRESSION A CHAUD DU CUIVRE OFHC

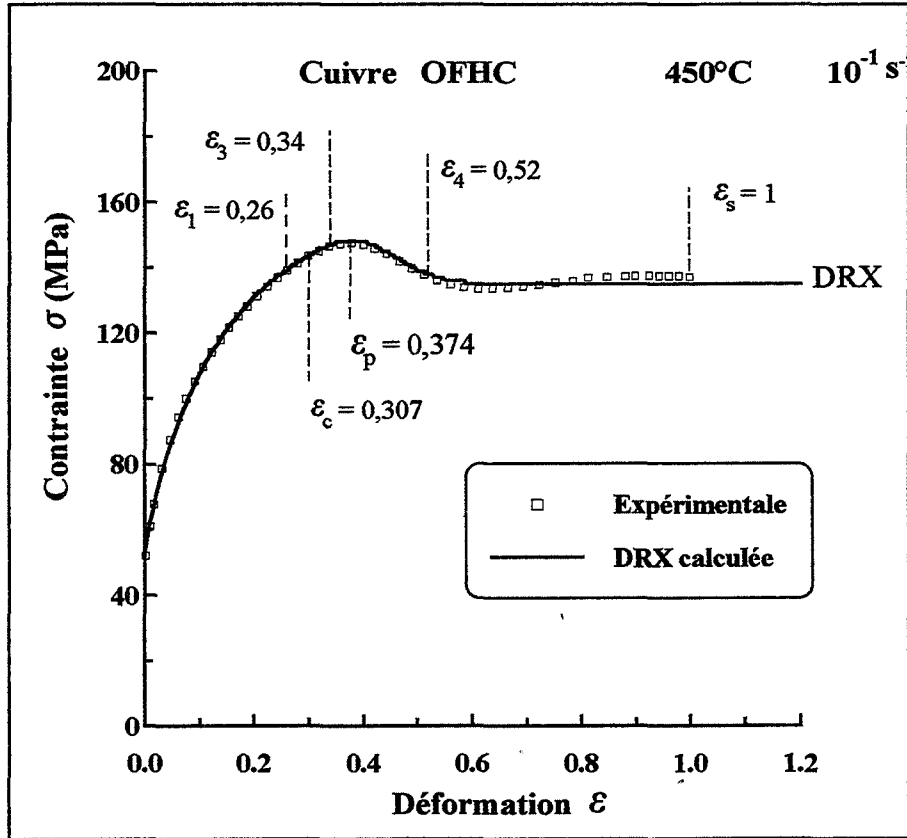


Figure A-1: Courbe contrainte-déformation obtenue pour le cuivre OFHC à 450 °C et à 10⁻¹ s⁻¹ (cas de la recristallisation à simple pic).

Annexe- A- Compression à chaud du cuivre OFHC.

(Détermination expérimentale de la déformation ε_c caractéristique du début de la recristallisation dynamique).

dans le but de vérifier la valeur estimée par le modèle, de la déformation caractéristique du début de la recristallisation dynamique, nous avons effectué quelques essais de compression sur un cuivre OFHC (Oxygen-Free High-Conductivity). Le cuivre a été choisi pour les raisons suivantes:

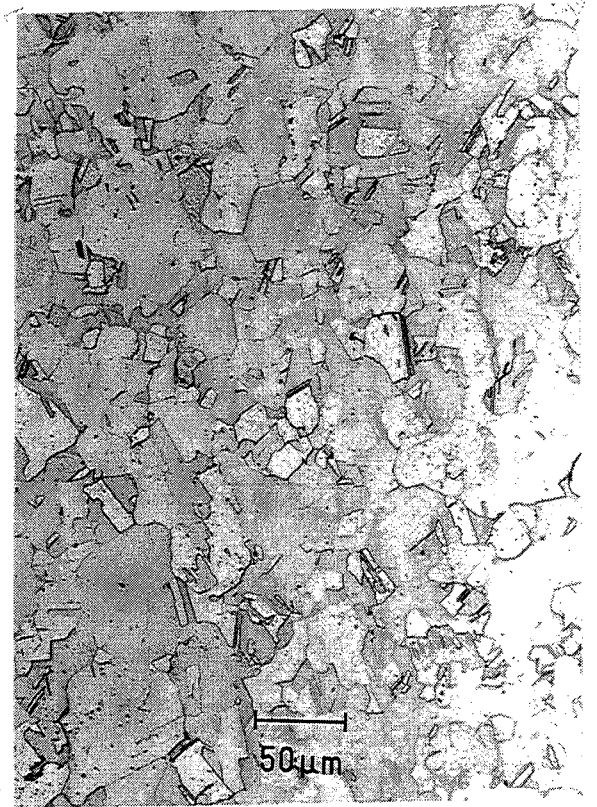
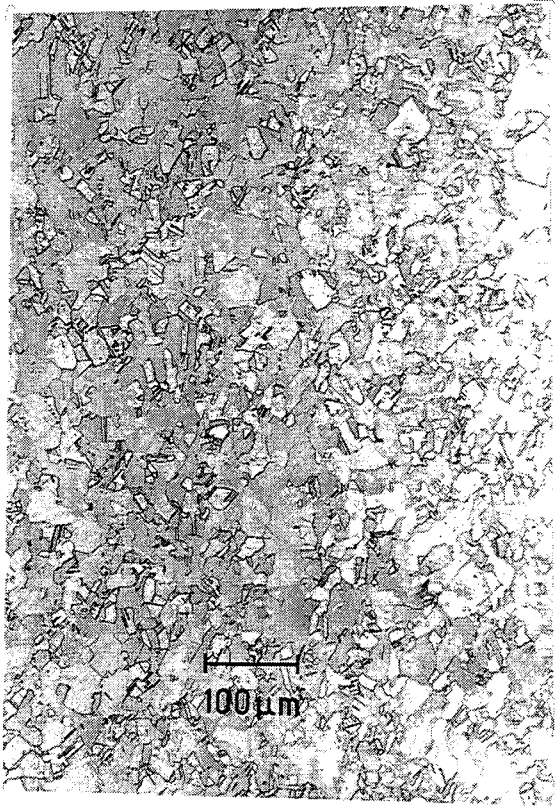
- (i)- Grande "aptitude" à recristalliser dynamiquement;
- (ii)- Absence de point de transformation allotropique;
- (iii)- Les trempes rapides (2 à 3 s) en fin d'essai sont plus facile à réaliser du fait que les températures de déformation sont moins élevées.

II-4-2-1 Méthode expérimentale.

Une série d'échantillons ont été comprimés à différents taux de déformation. La température de 450 °C et la vitesse de déformation de 10^{-1} s^{-1} ont été choisis après avoir effectuer quelques tests préliminaires visant à obtenir un comportement à chaud avec recristallisation dynamique à simple pic.

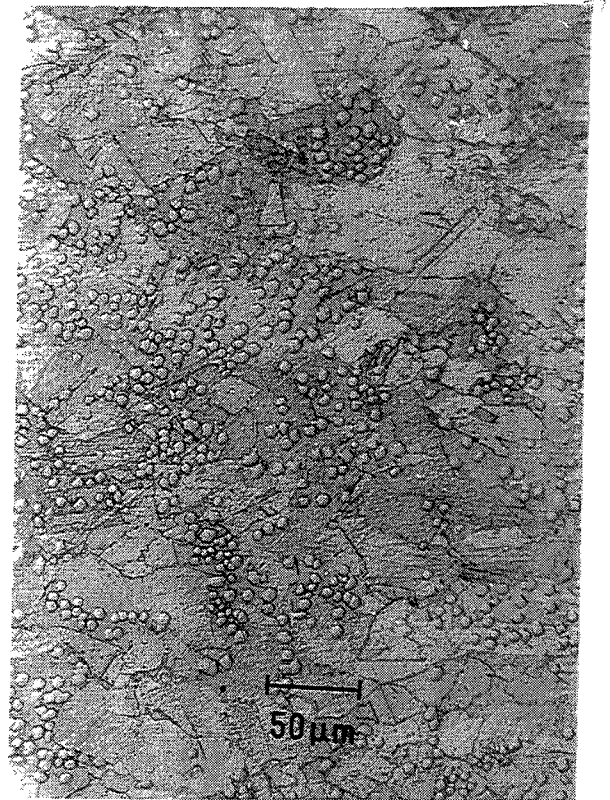
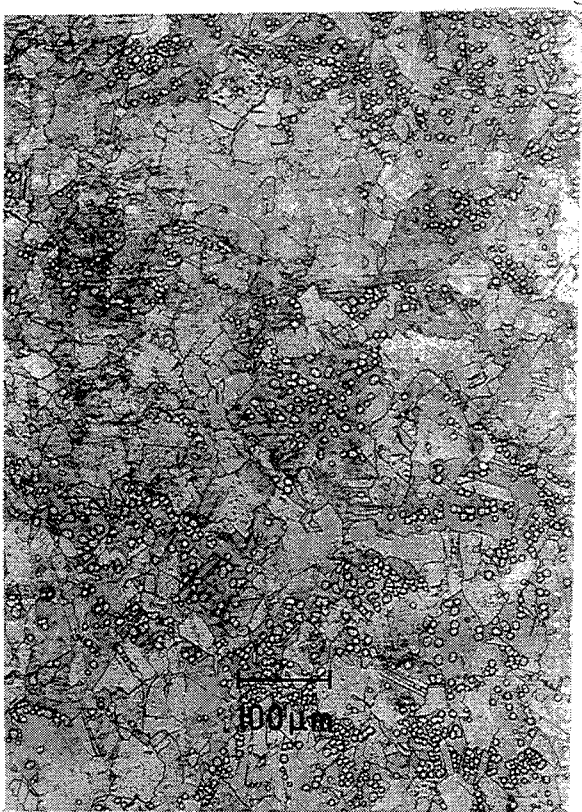
Le lubrifiant utilisé pour le cuivre est un verni réfractaire à base de graphite. Ce lubrifiant permet d'effectuer des déformations quasi-homogènes jusqu'à des déformations de l'ordre de 50 %. Le coefficient de frottement déterminé avec la méthode des anneaux pour ce lubrifiant est de $\bar{m}=0,05$ (cf. paragraphe II-4-4) .

Un premier essai a été mené jusqu'à une déformation de $\varepsilon=1$ pour avoir une bonne représentation du palier de contrainte caractérisant le régime stationnaire. La courbe contrainte-déformation obtenue (figure A-1) a servi d'une part, à calculer la déformation critique théorique $\varepsilon_{cth}=0.3$ et d'autre



$\varepsilon = 0$

A-1.a

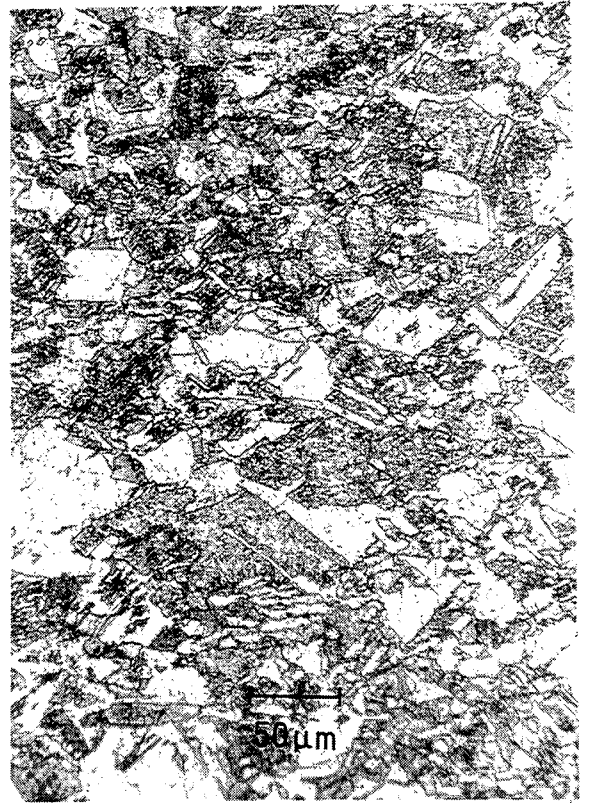


$\varepsilon = 0,30$

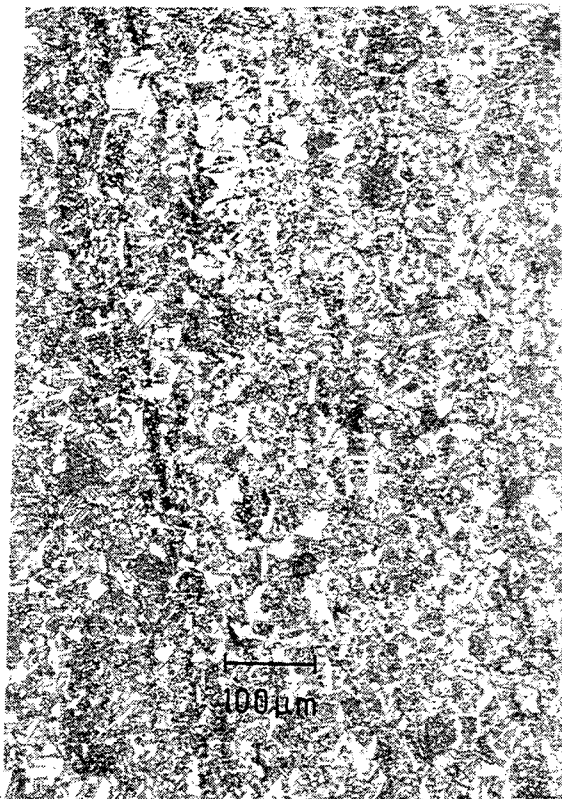
A-1.b



$\varepsilon = 0,34$



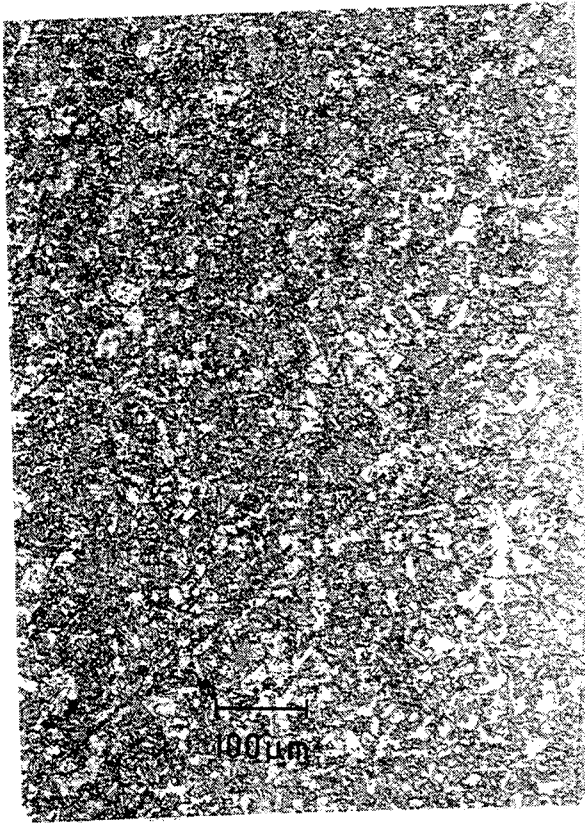
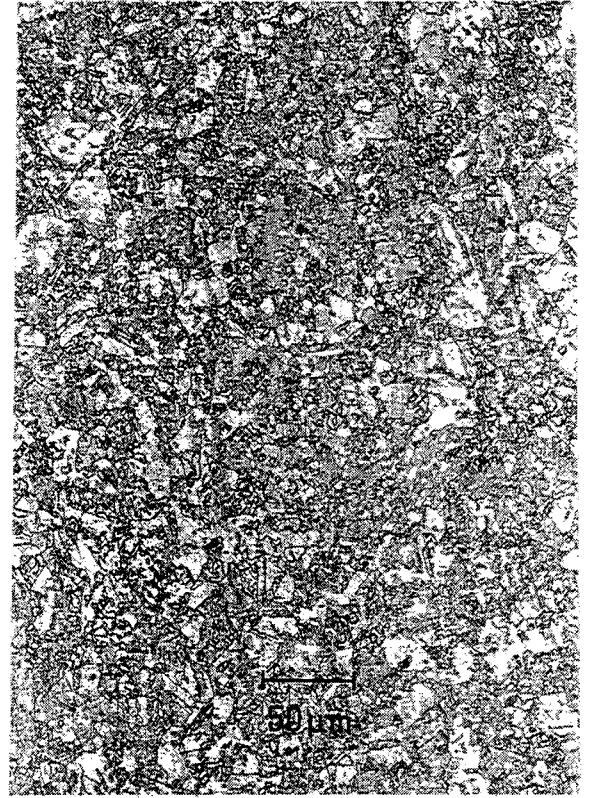
A-1.c



$\varepsilon = 0,51$



A-1.d

 $\varepsilon = 1$ 

A-1.e

Planche A-1: Cuivre OFHC, microstructures des états déformés à 450 °C et à 10^{-1} s^{-1} . Evolution en fonction de la déformation. (cas de la recristallisation à simple pic.

part, à définir les déformations suivantes pour les autres essais:

- Etat (à 450 °C) non déformé $\varepsilon_0 = 0$;
- Etat à la déformation $\varepsilon_1 = 0,26$;
- Etat à la déformation $\varepsilon_{oth} = \varepsilon_c$;
- Etat à la déformation $\varepsilon_2 = 0,34$;
- Etat à la déformation $\varepsilon_2 = 0,51$

Tous les échantillons déformés sont trempés en fin d'essai avec un temps maximum de 3 s. Ils sont ensuite découpés suivant un plan contenant l'axe de compression. Le réactif d'attaque chimique utilisé pour révéler les microstructures est un chlorure de cuivre en solution ammoniacale. L'attaque chimique à été effectuée au tampon durant 1 à 2 s avec une solution diluée à 30 % dans de l'eau distillé.

II-4-2-1 Résultats

Les résultats obtenus indiquent que le pic de contrainte observé sur les courbes contrainte-déformation, dans ces conditions est plus dilaté ($\varepsilon_p = 0,37$).

La planche A-1.a présente la microstructure initiale non déformée à 450 °C. L'analyse microstructurale des états déformés (planche A-1) montre d'une façon générale que la germination s'effectue d'une manière hétérogène au sein de la matrice (planche A-1.b). Dans les premiers stades de la déformation ($\varepsilon_1 = 0,26$), les nouveaux germes apparaissant aux joints de grains mais aussi à l'intérieur des grains. Lorsque la déformation est poursuivie, on observe un remplissage des grains initiaux par un nombre important de petits germes. La recristallisation dynamique procède par germination continue qui ralentie la croissance des nouveaux grains. Ce mode de recristallisation dynamique a été observé par SAH et al. (1974) sur du nickel déformé par torsion à chaud.

Les premiers germes apparaissent pour un déformation $\varepsilon_1=0,26$, ces germes ne sont pas répandus d'une manière continue dans tout l'échantillon (planche A-1.b). Toutefois, lorsque la déformation est de l'ordre de $\varepsilon_1=0,33$, la majorité des grains initiaux se remplissent d'avantage de petits germes (planche A-1.c). En première approximation, on peut considérer que la recristallisation s'active à une déformation moyenne qui se situerait entre 0,26 et 0,33 ($\varepsilon_{c_exp} \approx 0,30$).

La planche A-1.e correspond à l'état du régime stationnaire, on peut observer un affinement de la taille des grains ceci caractérise la recristallisation à simple pic.

ANNEXE -B

**CALCUL DU FACTEUR DE TRIAXIALITE DES CONTRAINTES
D'APRES BRIDGMAN.**

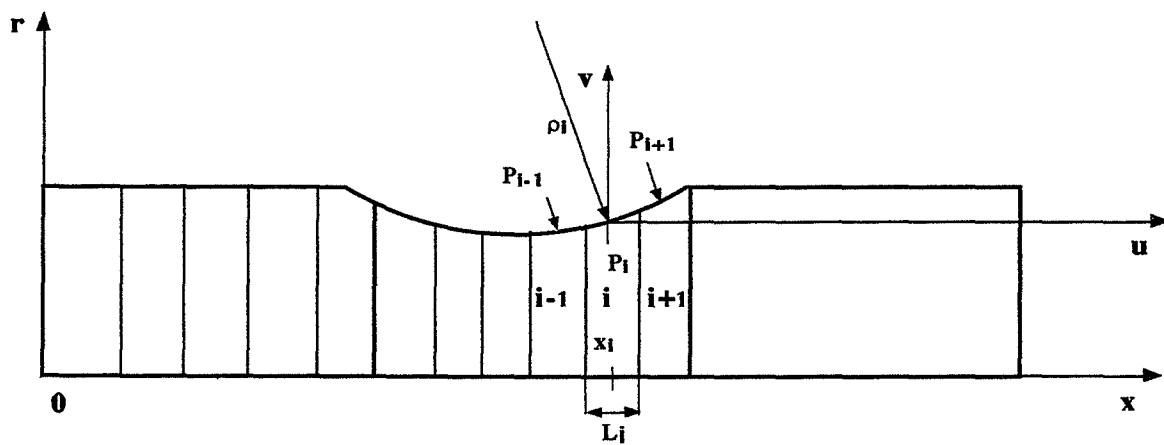


Figure B-1: Méthode d'évaluation du rayon de courbure du profil de la zone de striction à partir des rayons de trois tranches successives.

Annexe- B - Calcul du facteur de triaxialité des contraintes d'après BRIDGMAN.

La correction de la contrainte par le facteur de triaxialité $T = \left(1 + \frac{2\rho}{r}\right) \text{Ln} \left(1 + \frac{r}{2\rho}\right)$ doit passer par la connaissance d'une part, du rayon r de la section de l'éprouvette et d'autre part, par celle du rayon de courbure ρ de son profil extérieur. Avec les notations du paragraphe IV-2-3, nous avons associé à chaque tranche i un facteur local T_i . Le calcul de ce facteur se fait de la manière suivante :

$$T = \left(1 + \frac{2\rho_i}{r_i}\right) \text{Ln} \left(1 + \frac{r_i}{2\rho_i}\right) \quad (\text{B.1})$$

Connaissant son rayon r_i , on cherche à évaluer le rayon de courbure ρ_i du profil passant par la pointe P_i de la tranche i (figure B-1). Pour cela, on définit un repère (O, x, r) centré à l'extrémité de l'éprouvette et un repère local (P_i, u, v) lié à chaque tranche i et centré à sa pointe P_i . Pour des raisons de symétrie, on ne considère que la moitié de l'éprouvette.

Le profil de l'éprouvette au voisinage des trois tranches $i-1, i, i+1$ peut être approché par un morceau de parabole dont l'équation dans le repère (O, x, r) s'écrit:

$$r - r_i = a_1 (x - x_i) + a_2 (x - x_i)^2 \quad (\text{B.2})$$

On normalise les paramètres suivants par rapport à la configuration initiale de l'éprouvette :

rayon de la tranche i

$$R_i = \frac{r_i}{R_0} \quad (i=1, N)$$

et sa position

$$\chi_i = \frac{x_i}{L_0} \quad (i=1, N)$$

dans le repère local (P_i, u, v) lié à la tranche i , l'équation devient :

$$v = A_1 u + A_2 u^2 \quad (\text{B.3})$$

avec

$$v = r - r_i \quad ; \quad u = \chi - \chi_i \quad (\text{B.4})$$

$$A_1 = a_1 \frac{L_0}{R_0} \quad ; \quad A_2 = a_2 \frac{L_0^2}{R_0}$$

le rayon de courbure au point P_i est donnée par :

$$\rho_i = \frac{(1 + a_1^2)^{3/2}}{2a_2} \quad (\text{B.5})$$

Pour chaque triplet défini par les tranches $(i-1, i, i+1)$, on calcule A_1 et A_2 en écrivant que l'équation de la parabole doit être vérifiée localement par les deux autres points P_{i-1} et P_{i+1} .

en posant

$$v_1 = v_{i-1} = R_{i-1} - R_i \quad ; \quad u_1 = u_{i-1} = \chi_{i-1} - \chi_i \quad (\text{B.6})$$

$$v_2 = v_{i+1} = R_{i+1} - R_i \quad ; \quad u_2 = u_{i+1} = \chi_{i+1} - \chi_i$$

nous avons

$$\begin{aligned} v_{i-1} &= A_1 u_{i-1} + A_2 u_{i-1}^2 \\ v_{i+1} &= A_1 u_{i+1} + A_2 u_{i+1}^2 \end{aligned} \quad (\text{B.7})$$

Les coefficients A_1 et A_2 :

$$A_1 = \frac{[u_2 v_1 / u_1 - u_1 v_2 / u_2]}{\chi_{i+1} - \chi_{i-1}}$$

$$A_2 = \frac{[v_2 / u_2 - v_1 / u_1]}{\chi_{i+1} - \chi_{i-1}}$$

(B.8)

De la relation (B.4), on en déduit ensuite a_1 et a_2 et enfin ρ_i par la relation (B.5).

BIBLIOGRAPHIE

- Adda Y. , Dupouy J. M. , Philibert J. et Quere Y.**
Eléments de métallurgie physique, déformation plastique
tome V, pp. 1719-1764, (1979).
- Ahlblom B. et Sandström R.**
International Metals Reviews, No 1, p.1, (1982).
- Akben M. G. , Bacroix B. et Jonas J. J.**
Acta. Metall. 31, pp. 161-174, (1983).
- Bergström Y.**
Materials Science and Engineering, p.193 (1969).
- Bergström Y. et Aronsson B.**
Metall. Trans. 3, p.1951, july (1972).
- Benard J. , Michel A. , Philibert J. et Talbot J.**
Métallurgie générale Edition Masson, pp. 214-233 (1984).
- Blaz, Sakai T. et Jonas J. J.**
Met. sci. 17, pp. 609-616 december (1983).
- Bridgman P. W.**
Trans. Am. Soc. Metals, 23, pp. 553-574 (1944).
- Chen C.C. et Coyne J. E.**
Metall. Trans., 7A, p. 1931 (1976).
- Dajno D.**
Thèse de Doctorat INPG-ENSMSE (1991).
- Davidenkov N. N. et Spiridonova N. I.**
Proc. Am. sco. Test. Mat., 46, pp. 1147-1158 (1946).
- Dieter G. E.**
"Ductility" ASM metals Park, Ohio, pp. 1-27, (1968).
- Diercks D.R. et Burke W. F.**
Ed., ASME, New York, p. 19, (1974).
- Estrin V. et Mecking H.**
Acta Metall., 32, pp. 57-70, (1984).
- Felthan P. et Meakin J. D.**
Acta Metall., 7, p. 614 (1959).
- Ferron G. et Mliha-Touati M.**
Acta. Metall., 35, No. 6, pp. 1218-1288, (1987).

Gifkins R. C.

J. Inst. Metals, **8**, p. 417 (1952-53).

Glover G. et Sellars C. M.

Metal Trans., **4**, p. 765, (1973).

Gottstein G. , Zabardjadi D. et Mecking H.

Metal sci., **13**, p. 223 (1979).

Gottstein G. et Kocks U. F.

Acta Metall., **31**, pp. 175-188, (1983).

Grenwood J. N. et Worner H. K.

J. Inst. Metals, **64**, p. 135 (1939).

Hardwick D. et McG. Tegart W. J.

Journal of the institute of metals, **90**, p.17, (1961-62).

Hart E. W.

Acta metall., **15**, p.351, (1967).

Heritier P. , Fourdeux A. et Kobylanski A.

Scr metall., **15**, pp. 753-755 (1981).

Jonas J. J. , SellarsC. M. , et McG. Tegart W. J.

Metallurgical reviews, p.1 (1969).

Jonas J. J. et Sakai T.

Les traitements thermomécaniques, 24^{ème} Colloque de Métallurgie, p. 35, INSTN Saclay, (1981).

Jonas J. J. et Sakai T.

A new approach to dynamic recrystallization. Deformation processing and struture, (ed. G. Krauss) Metals Park, Ohio, AMS, 185-243 (1984).

Kocks U. F.

Jounal of Engineering Materials and Techn.p. 77, january (1976).

Kocks U. F. et Mecking H.

Edité par Haasen P. , Gerold V. et Kostorz G.
Pergamon press., **I**, p. 345, (1979).

Laasraoui A. et JonasJ. J.

Metall. Trans a. **22A**, p.1545, july (1991).

Le Bon A. , Rofes-Vernis J. , et Rossard C.

Revue Metal n°7-8, pp. 577-588 (1973).

Le Bon A. , Rofes-Vernis J. , et Rossard C.

Metal Sci., **9**, p.36, (1975).

Luton M. J. et Sellars C. M.

Acta Metall, **17**, p. 1033, (1969).

Maehara Y. , Kunitake T. , et Fujino N.

Cent. Research labo., Sumitomo Metal Industries, pp.110-118 (1981).

Male A. T. et Cockcroft M. G.

A method for the determination of the coefficient of friction of metals under condition of bulk plastic deformation.

J. Inst. Metals, **93**, p. 38 (1964).

McQueen H. J. et Jonas J. J.

Metal Forming : Internelation Between theory and pratice (ed. A. L. Hoffmaner),

New York, Plenum Press pp. 393-428 (1971).

McQueen H. J. et Bergerson S.

J. Met. Sci. , **6**, p.25, (1972).

McQueen H. J. et Jonas J. J.

"Plastic Deformation of Materials" Academic Press, INC pp. 393-493 (1975).

McQueen H. J. et Jonas J. J.

Mise en forme des Métaux et alliages, B. Baudalet, Ed CNRS, p. 1000, (1976).

Mecking H. et Gottstein G.

Recrystallization of Metallic materials

Edited by F. Haessner pp. 195-249 (1978).

Mecking H. et Kocks U. F.

Acta Metall., **29**, pp. 1865-1875, (1981)

Mliha-Touati M.

Thèse de Doctorat d'Etat, Poitiers (1985).

Montheillet F.

Saclay INSTN Saclay, juin (1981).

Montheillet F. et Moussy F.

Physique et mécanique de l'endommagement.

Les éditions de physique (1986).

Nakamura T. et Ueki M.

Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **15**, p. 185 (1975).

Ouchi C. et Okita T.

Trans. ISIJ, **22**, p. 543, (1982).

Osinkolu G. A.

Thèse de Doctorat, ENSMSE (1986).

Palm J. H.

Appl. Sci., **A1**, p. 198, (1948).

Pichard C.

Thèse de Doctorat d'Etat, Paris VI (1976).

Poirier J. P.

Plasticité à haute température des solides cristallins
Edition Eyrolles (1976).

Richardson G. J. , Sellars C. M. et McG. Tegart W. J.

Acta Metall. Vol. **14**, Octobre, (1966).

Roberts W. et Ahlblom B.

Acta Metall., **26**, p. 801, (1978).

Roberts W. , Bodén H. et Ahlblom B.

Metal Sci., **13**, p. 195, (1979).

Roberts W.

Deformation, Processing and Structure (ed by G. Krauss)
Metal Park, Ohio, AMS pp. 109-183 (1984).

Rossard C. et Blain P.

Revue métallurgie., **LVI**, **3**, p. 285, (1959).

Rossard C.

Proc. Int. Conf. Strength Metals Allows, 3rd, vol **II**, p. 175 (1973).

Sah J. P. , Richardson G. J. et Sellars C. M.

Metal Sci., **8**, p. 325, (1974).

Sakai T. , Akben M. G. et Jonas J. J.

In Thermomechanical processing of Microalloyed Austenite
Edited by Wray P. J. and DeArdo A. J., AIME, pp. 237-252 (1982).

Sakai T. , Akben M. G. et Jonas J. J.

Acta Metall. vol **31**, No4, pp. 631-642, (1983).

Sakai T. et Jonas J. J.

Dynamic Recrystallization: Mechanical and Microstructural Considerations
Overview n° **35** Acta Metall., **32**, p. 189, (1984).

Sakai T. et Jonas J. J.

A grain refinement/grain Coarvoening model for dynamic recrystallization
7 th Risø Int. Symp of Metallurgy and Materials Science, Risø Denmark,
sept. (1986a).

- Sakai T. , Nagao Y. , Ohashi M. et Jonas J. J.**
Flow stress and substructural change during transient dynamic recrystallization of nickel
Mater. sci. and Techn. **2**, pp.659-665 (1986b).
- Sakui S. , Sakai T. et Takeishi K.**
Tetsu-to-Hagané, **62**, p. 856 (1976).
- Sakui S. et Sakai T.**
Tetsu-to-Hagané, **63**, p. 285 (1977).
- Sellars C. M. et McG. Tegart W. J.**
La relation entre la résistance et la structure dans la déformation à chaud,
Revue Métallurgie., LXIII, **9**, p. 731, (1966a).
- Sellars C. M. et McG. Tegart W. J.**
On the mechanism of hot deformation
Acta Metallurgica, **14**, pp. 1136-1138 (1966b).
- Sellars C. M.**
Recrystallization of metals during hot deformation.
Phil. Trans. A. **288**, pp. 147-158 (1978).
- Siebel E.**
Werkstoffaus, **71** (1925).
- Tacikowski M.**
Thèse de Doctorat, ENSMSE (1986).
- Tegart McG. W.J.**
The role of ductility int hot working
Ductility Metal Park, Ohio pp. 133-177 (1968).
- Ueki M. , Horie S. et Nakamura T.**
Critical condition for transition from multiple to single peak dynamic recrystallization
Scripta Metall., **19**, pp. 547-549 (1985).
- Ueki M. , Hattori M. , Horie S. et Nakamura T.**
Conditions for flow mode transition of microalloyed steels under dynamic recrystallization
Trans. Iron steel Inst. Jpn., **26**, p. 906 (1986a).
- Ueki M.**
Transition of flow behaviour in dynamic recrystallization of low-carbon steels
J. of Mat. Sci. Let., **5**, pp. 1263-1265 (1986b).

Ueki M. , Horie S. et Nakamura T.

High Temperature Deformation and Thermomechanical Treatment
Trans. ISIJ, **27**, p. 453 (1987).

Ueki M. , Horie S. et Nakamura T.

Factors affecting dynamic recrystallization of metals and alloys
Mat. Sci. and techn., **3**, p.329 (1987).

Uvira J. L. et Jonas J. J.

Hot compression of armco iron and silicon steel
Trans. Metall. Soc. of AIME, **242**, p.1619, august (1968).

Voce E.

J. Inst. Metals, **74**, pp. 537-562 (1948).

Wray P. J.

Effect of composition and initial grain size on the dynamic recrystallization
of austenite plain carbon steels.

Metall. Trans. Vol **15A**, Novembre (1984).

Weiss I. , Sakai T. et Jonas J. J.

Effect of test method on transition from multiple to single peak dynamic
recrystallization

Met. Sci., **18**, p.77 (1984).

Yi P.

Thèse de Doctorat, ENSMSE (1989).

Yi P. , Montheillet F. et Kobylanski A.

Arch. Métallu., **35** (1990).

Nom : BELKEBIR Abdellah

Titre de la thèse : Rhéologie des alliages de fer pur. Lois de comportement à chaud avec recristallisation dynamique.

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

Mots Clés : Acier ; aluminium; azote; soufre; compression à chaud; restauration; recristallisation; lois de comportement; striction

Résumé

Le comportement rhéologique des aciers, élaborés à partir de fer de haute pureté, a été caractérisé par compression à chaud. Pour mettre en évidence l'influence individuelle ou conjointe des phénomènes de ségrégation et de précipitation, trois nuances d'acier ont été étudiées. L'influence de la vitesse et de la température de déformation sur le comportement de ces alliages a été examinée à travers les variations des paramètres rhéologiques (coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation et énergie d'activation apparente).

Pour la gamme de vitesses et de températures étudiées, le comportement mécanique à chaud caractérisé par les courbes contrainte-déformation indique la présence de phénomène d'adoucissement (restauration dynamique et recristallisation dynamique). Des lois sont proposées pour décrire le comportement mécanique en présence de la recristallisation dynamique. Le modèle permet de déterminer la déformation caractéristique du début de la recristallisation dynamique.

Un modèle de calcul de l'essai de traction uniaxiale à chaud a été développé pour mettre en évidence l'interaction entre les phénomènes d'adoucissement et d'instabilité plastique apparaissant lors de cet essai.